



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 LA
SOLDADURA DISÍMIL AL6XN - INCONEL 600 ENVEJECIDO”

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

ING. HÉCTOR JAVIER MIRANDA YNIESTRA

DIRECTOR

DR. VÍCTOR HUGO LÓPEZ MORELOS

CO-DIRECTOR

DR. MARCO ARTURO GARCÍA RENTERÍA

Morelia, Michoacán; Agosto del 2021

AGRADECIMIENTOS.

Agradezco a mi familia que ha sido mi principal motivación para continuar con mis estudios y que me han apoyado incondicionalmente, mis padres y mis hermanos que han sido grandes consejeros de vida. A mis abuelos Inocencio y Estela quienes fallecieron mientras cursaba este grado de estudios quisiera dedicarles mi trabajo y a mis abuelos Alma y Javier que han sido mi aliento en estos últimos semestres a pesar de tener problemas de salud.

A mi asesor, el Dr. Víctor Hugo López Morelos agradezco por darme la oportunidad de trabajar en este proyecto, por otorgarme los conocimientos, apoyo y herramientas necesarias como también por las actividades extraescolares en las que pasamos buenos momentos.

Al Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales por haberme aceptado y otorgarme las facilidades de trabajar en tan prestigiada escuela, a sus profesores, técnicos y personal que se portaron siempre accesibles y me apoyaron en todos los momentos que lo necesite. También a mis compañeros que tuve a lo largo de mis estudios que fueron muy amables y apoyaron aportando sus comentarios y amistad, 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 todos ellos, gracias.

Contenido

Resumen.....	4
Abstract	5
Capítulo 1. Introducción	6
1.1 Objetivos	8
1.1.1 Objetivo general	8
1.1.2 Objetivos particulares	8
1.2 Justificación	9
1.3 Hipótesis.....	10
1.4 Metas científicas	10
Capítulo 2. Revisión y discusión del estado del arte.....	11
Capítulo 3. Desarrollo experimental	25
Capítulo 4. Resultados y discusión	34
4.1 Caracterización microestructural de los materiales base.	34
4.1.1 <i>Microestructura de la aleación Inconel 600.</i>	34
4.1.2 <i>Microestructura de la aleación Inconel 600 tratado térmicamente.</i>	36
4.2 Caracterización mecánica de los materiales base.....	42
4.2.1 <i>Microdureza Vickers.</i>	42
4.3 Macroestructuras de las soldaduras.....	44
4.4 Caracterización microestructural de las soldaduras.	44
4.5 Caracterización mecánica de las juntas soldadas.	65
4.5.1 <i>Perfiles de microdureza.</i>	65
4.5.2 <i>Resistencia a la tensión.</i>	67
4.5.3 <i>Ensayo de impacto Charpy</i>	72
Capítulo 5. Conclusiones	79
Referencias bibliográficas	81

Resumen

Debido a las excelentes propiedades que presenta el acero inoxidable AL6XN a medios altamente corrosivos, se propone como una alternativa para remplazar a la aleación Inconel 600 en la reparación de componentes, ductos y tanques usados en la industria. La unión se realizó mediante soldadura con protección de gas inerte y electrodo metálico consumible (por sus siglas en inglés GMAW), con variables operativas ajustadas para producir una transferencia de metal por rocío soldando las placas con una preparación en simple V y usando un electrodo ERNiCrMo3. La caracterización mecánica se realizó mediante el ensayo de tensión, el ensayo de impacto y microdureza Vickers, la caracterización microestructural se revisó por microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido (MEB). Los resultados obtenidos muestran que las variables utilizadas fueron adecuadas ya que se presenta un cordón sin defectos con una zona de no mezcla con una amplitud de bajo rango y a pesar de que existe un crecimiento en el grano en la interfase de soldadura, no presenta cambios significativos en la microdureza cuyo promedio fue mayor a 250 HV.

Palabras clave: AL6XN, Inconel 600, GMAW, microdureza, ensayo de impacto.

Abstract

Due to the excellent properties of AL6XN stainless steel in highly corrosive environments, it was proposed as an alternative to replacing Inconel 600 alloy in the repair of components, pipelines, and tanks used in the industry. The joining was performed by gas-shielded inert gas metal arc consumable welding (GMAW), with operating variables adjusted to produce a metal transfer by spray welding the plates with a single V preparation and using an ERNiCrMo3 electrode. The mechanical characterization was carried by tensile test, impact test, and Vickers microhardness. The microstructural characterization was examined by optical microscopy and scanning electron microscopy (SEM). The results obtained show that the variables used were adequate since a flawless bead with a non-mixing zone with a low range amplitude shown although there is a growth in the grain at the welding interface, it does not exhibit significant changes in the microhardness, whose average was greater than 250 HV.

Capítulo 1. Introducción

En la actualidad, un gran número de procesos industriales y de generación de energía requieren procesos de reparación y/o sustitución de componentes debido a que se encuentran en ambientes altamente corrosivos y de erosión. Elementos tales como tuberías del sistema de recirculación de agua primaria en los reactores de potencia, así como de otros componentes de la industria nuclear, tanques de la industria alimenticia y ductos para transporte de hidrocarburos de la industria petroquímica 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 [1].

Estas industrias han sido de gran importancia a lo largo del desarrollo industrial. En la actualidad son parte de las industrias más rentables y la selección de los materiales que se emplean en ellas es de gran importancia, ya que trabajan bajo condiciones en las que los materiales sufren de gran desgaste y en la mayoría de los casos, la reparación de alguna posible falla es difícil y conlleva un elevado costo.

Dependiendo de las exigencias del componente, la reparación puede involucrar la sustitución del acero en cuestión por uno de los aceros de nueva generación más resistentes a estos fenómenos. En cualquiera de los dos casos la reparación se hace por medio de algún proceso de soldadura por fusión. La implicación directa de esto es que la unión soldada debe de cumplir con características mecánicas que garanticen el buen desempeño del componente una vez que éste es puesto en operación.

Los aceros inoxidable son materiales que tienen usos muy amplios debido a sus excelentes propiedades mecánicas y su excelente comportamiento ante la corrosión, pero hay algunas consideraciones antes de soldar debido a la segregación de los elementos que le dan sus propiedades anticorrosión [2].

La aleación AL6XN es un acero inoxidable super austenítico que fue inicialmente desarrollado para aplicaciones en donde hay contacto con agua de mar, ha demostrado ser resistente a diferentes medios altamente corrosivos. Comercialmente se encuentra en un amplio rango de productos como son tubo, placa y piezas de colada. Su alta resistencia mecánica y a la corrosión hacen a la aleación AL6XN una mejor opción que los aceros inoxidable dúplex y una opción atractiva en comparación con las aleaciones costosas base níquel, en aplicaciones donde se requiere excelente resistencia a la corrosión, alta resistencia mecánica, formabilidad y soldabilidad. Su alto contenido en níquel y molibdeno incrementan la resistencia a soluciones con contenido de iones cloruro en el agrietamiento por

corrosión bajo esfuerzo (por sus siglas en inglés SCC) y mejoran la resistencia a la corrosión por picaduras y hendiduras [3].

Recientemente se han propuesto a algunos aceros de nueva generación como el súper austenítico AL6XN como un candidato ideal para la sustitución o para reparación de componentes o de tuberías que actualmente usan el acero inoxidable 316L. El acero superaustenítico AL6XN es un acero inoxidable endurecido por nitrógeno relativamente nuevo. La diferencia clave entre el AL6XN y otros aceros inoxidables, es que el AL6XN contiene porcentajes mayores de níquel y de molibdeno. Este tipo de acero exhibe resistencia a ataque intergranular, superior a aquella de los tipos de acero inoxidable 304L y 316L [4].

El Inconel 600 es usualmente utilizado en: altas temperaturas, fabricación de hornos, reactores, evaporadores de ácido fosfórico y equipo para decapado. También para altas temperaturas y ambientes con iones sulfuro, expuestos a oxidación, carburización o nitruración y ampliamente recomendado para uniones disímiles entre aceros al carbono, acero inoxidable, Inconel, incoloy y monel [5]. Su único inconveniente es el elevado costo de reparación que presenta.

En particular, el interés de este proyecto surge ante la necesidad de reemplazar parcialmente componentes en plantas que actualmente usan la aleación Inconel 600.

La soldadura disímil es un tema estudiado en los últimos años debido a que permite aprovechar las propiedades de dos materiales diferentes sin sufrir una pérdida en el aprovechamiento [6]. Son ampliamente usadas para unir metales diferentes en una estructura. Estas uniones pueden ser resultado de una necesidad de diseño o de un proceso de reparación.

El propósito de este estudio es emprender una investigación multidisciplinaria para evaluar las principales características microestructurales y mecánicas de una unión disímil AL6XN/IN600. La creciente aplicación del acero superaustenítico AL6XN y su uso potencial como remplazo de partes dañadas de Inconel 600 requiere un mejor conocimiento de las características microestructurales y de las propiedades mecánicas asociadas a estas aleaciones para generar una junta soldada disímil.

1.1 Objetivos

1.1.1 Objetivo general

Establecer las características microestructurales y su relación con el comportamiento mecánico en la unión disímil AL6XN/IN600-envejecido, soldada por medio del proceso de soldadura con protección de gas inerte y electrodo metálico consumible (por sus siglas en inglés GMAW) para generar el conocimiento en cuanto al rendimiento de esta junta soldada después de una reparación de componentes de IN600 que han estado en operación.

1.1.2 Objetivos particulares

- Analizar la microestructura y propiedades mecánicas de los materiales base; AL6XN e IN600 (este último envejecido a 700°C por 300 horas; IN600 TT).
- Soldar la junta disímil AL6XN/IN600 TT y obtener soldaduras sanas utilizando los parámetros de soldadura de trabajos previos en el grupo de investigación.
- Caracterización microestructural de las juntas soldadas.
- Evaluar el comportamiento mecánico de la junta soldada.

1.2 Justificación

Hoy en día un gran número de procesos industriales, transporte y de generación de energía requieren procesos de reparación 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 de la pieza generalmente hecha de acero por un componente nuevo en donde se busca se sustituya por un acero de nueva generación más resistentes a estos fenómenos. La reparación se hace comúnmente por medio de algún proceso de soldadura por fusión. Lo cual implica 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.

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, puesto que presenta reblandecimiento en el lado del material base o en 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 y que impacte positivamente el costo de reparación con el material propuesto como alternativa.

1.3 Hipótesis

La aleación AL6XN contiene altas cantidades de molibdeno en su composición, este elemento previene la formación de carburos de cromo y precipitación de compuestos intermetálicos en el cordón de soldadura, lo que permitirá presentar mejores propiedades mecánicas debido a que la prevención en la formación de estos carburos otorga mejores resultados en la medición de la tenacidad y ductilidad. Por lo que se espera la unión soldada presente baja susceptibilidad a corrosión localizada y propiedades mecánicas con al menos 95% de eficiencia con respecto a las aleaciones AL6XN y el IN600T.

1.4 Metas científicas

- Lograr una dureza Vickers de al menos 250 Vickers en el cordón de soldadura.
- Reducir en un 5% la zona de no mezcla en la interfaz entre la zona de soldadura y el material base AL6XN cuando se emplea el electrodo ERNiCrMo3.
- Una eficiencia mecánica de 95% en la junta soldada.

Capítulo 2. Revisión y discusión del estado del arte

2.1 Aleación AL6XN

Los contenidos de cromo, níquel y molibdeno son significativamente mayores en el AL6XN que en los estándares de los aceros inoxidables clase 304L, 316L y 317L. La aleación tiene la especificación UNS N08367 que está incluida en los estándares de la American Society for Testing and Materials (ASTM). La ASTM inicialmente clasifica la aleación AL6XN con las aleaciones no ferrosas especificación “B” debido a que contiene menos del 50% en peso de hierro.

Tabla 1. Composición química del material AL6XN, (% en 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 meta de los metalurgistas quienes desarrollaron la aleación AL6XN era crear una aleación de acero inoxidable austenítico que pudiera ser hecha en todas las formas de producción y que fuera inmune a la corrosión en ambientes marinos. Cuando la aleación AL6XN fue probada en soluciones cloruro férrico (ASTM G-48B), no presentó signos de ataques por hendidura hasta que la temperatura de la solución fue aumentada a 43°C o más, referido a la temperatura crítica de corrosión por hendidura, en la tabla 2 se muestra un ejemplo de su excelente resistencia a la corrosión por hendidura [7].

Tabla 2. Temperaturas críticas de corrosión por hendidura en 10% de $\text{FeCl}_3+6\text{H}_2\text{O}$ [7].

Aleación	Temperatura (°C)
Tipo 316	-3
Aleación 825	-3
Tipo 317	23
Aleación 904L	15
Aleación 2205	20
Aleación G	30
Aleación 625	38
AL6XN	43
Aleación 276	53

Los efectos de los elementos clave en la composición de la aleación AL6XN son:

- Molibdeno: añadido para mejorar la resistencia a la corrosión en ambientes con ion cloro.
- Carbono: reducido para evitar la sensibilización durante la soldadura.
- Nitrógeno: añadido para compensar la reducción de resistencia en los aceros grado “L”, para mejorar la resistencia a las picaduras y estabilizar la fase austenita.
- Cromo: se aumenta para mejorar la resistencia a la corrosión por hendidura y picadura.
- Níquel: se aumenta para estabilizar la microestructura austenítica y mejorar la resistencia a la corrosión general en ambientes reductores.

La aleación AL6XN es metalúrgicamente estable a 510°C. En largas exposiciones a altas temperaturas en el rango de los 650-980°C, la fase sigma puede precipitar en los límites de grano y tener efectos adversos en la resistencia a la corrosión lo que tiene influencia en las propiedades mecánicas [8].

2.1.1 Propiedades ante la corrosión.

El modo de falla para aceros inoxidable es la corrosión localizada inducida por cloruros; específicamente, picaduras, corrosión por hendidura y fractura por corrosión bajo esfuerzos. Las aleaciones de aceros austeníticos pueden también sufrir corrosión general o intergranular bajo medios alcalinos que no contengan cloruros o haluros [7].

2.1.2 Corrosión por picadura.

La resistencia a las picaduras en aceros inoxidable austeníticos puede estar correlacionada a los términos de composición como Número Equivalente de Resistencia a Picadura = % Cr + 3.3% Mo + 30% N; donde el cromo, molibdeno y nitrógeno están en porcentaje en peso. Los valores de REP de varias aleaciones están dados en la figura 2.1 donde de acuerdo con los datos, de forma consistente se muestra la resistencia superior de la aleación AL6XN [7].

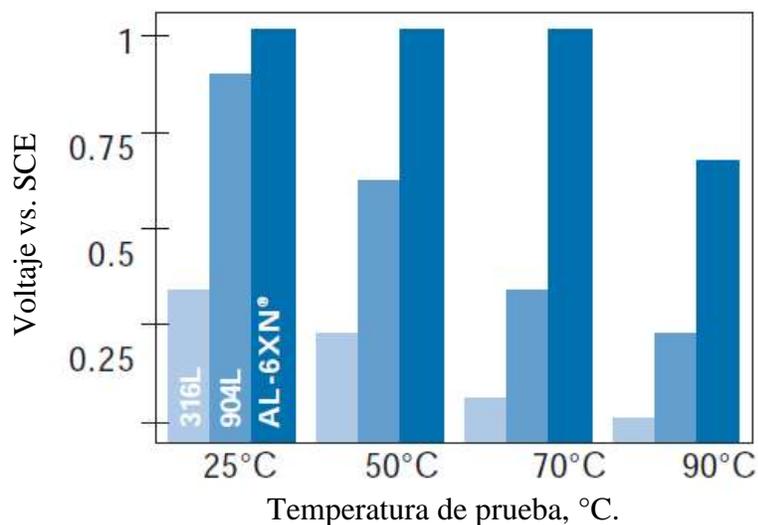


Figura 2.1. Potencial de corrosión por picadura sumergida en solución de 3.5% NaCl [7].

2.1.3 Corrosión Intergranular

La corrosión intergranular en aceros inoxidable es generalmente debido a la sensibilización causada por la precipitación de carburos de cromo a los límites de grano y el desarrollo de límites de grano con deficiencias de cromo. Debido a que la aleación AL6XN contiene menos de 0.03% C, no existe la precipitación de carburos; pero puede presentarse sensibilización por precipitación de la fase intermetálicas sigma al momento de solidificar [7].

2.1.5 Soldadura

Cuando la aleación es fundida en soldadura, elementos como cromo, níquel y particularmente molibdeno son segregados durante la solidificación. Por este motivo la composición del metal de deposición debe de compensa la segregación química que ocurre en la soldadura. Generalmente se recomiendan metales de relleno que contengan al menos un porcentaje de 9% en contenido de molibdeno cuando se suelde la aleación AL6XN con aceros inoxidable austeníticos, ferríticos y dúplex, así como con aleaciones base níquel. Se sugiere usar de metal de relleno ERNiCrMo3 [7].

2.1.6 Segregación química

La microsegregación normalmente ocurre en las dendritas de metales austeníticos soldados. Las regiones donde se localizan dentro de la unión soldada pueden contener significativamente menos molibdeno que las regiones adyacentes. Las regiones empobrecidas de molibdeno son mucho más susceptibles a un ataque localizado, incluso con soluciones moderadamente oxidantes. Este modo de ataque es más probable que ocurra cuando el proceso de soldadura tiene: metal de aporte con la misma composición del metal base o alto calor de aporte. Se recomienda el uso de metal de aporte con excedente de molibdeno para soldar la aleación AL6XN y así compensar los efectos de la segregación química [7].

2.1.7 Zonas de no mezclado

Una soldadura con alto calor de aporte puede dejar bandas estrechas en el metal base adyacente a la línea de fusión que ha sido fundida pero no mezclada con el metal de aporte con excedente. La zona de no mezclado se comporta como una soldadura autógena en un ambiente corrosivo. Controlando el calor de aporte y permitiendo que el metal de aporte tenga buena penetración ayudará a prevenir este problema [7].

2.1.8 Carburos

En los aceros inoxidable el tipo de corrosión relacionado a la soldadura más conocido es la sensibilización causada por la precipitación de carburos en la ZAT. La sensibilización ocurre en una zona sujeta a ciclos térmicos críticos en los cuales los carburos ricos en cromo precipitan y la difusión de cromo es mucho más baja que la del carbono. Los carburos precipitan en los límites de grano que son rodeados por una delgada capa disminuida en contenido de cromo. La estructura sensibilizada es menos resistente a la corrosión debido a que la capa con menor contenido de cromo y los precipitados pueden estar sujetos a ataques preferenciales. El muy bajo contenido de cromo de la aleación AL6XN, típicamente de 0.02% C o menos, ayuda a prevenir que la aleación sea susceptible a sensibilización durante la soldadura [7].

2.1.9 Fase Sigma

En ciertos ambientes, las regiones soldadas contienen redes de ferrita delta y fase sigma en donde son atacados preferencialmente aceros como tipo 304 y 316, pero los potenciales de corrosión son generalmente más bajos de lo que requieren los metales con mayor porcentaje de aleantes para sufrir ataques. La composición de la aleación AL6XN ayuda a evitar los problemas relacionados con la ferrita delta y la fase sigma durante el laminado en caliente y la soldadura, debido a que el nitrógeno contenido en la aleación es muy efectivo retardando la reacción de precipitación de la fase sigma. La fase sigma es generalmente más resistente a la corrosión que la austenita que la rodea ya que esta enriquecida en cromo y molibdeno. El ataque preferencial de las regiones disminuidas que rodean la fase sigma puede

ser un problema cuando un metal soldado está siendo usado cerca del límite de resistencia a la corrosión [7].

2.2 Inconel 600

El Inconel 600 es un material para aplicaciones ingenieriles que requieren resistencia al calor y a la corrosión. Esta aleación también presenta excelentes propiedades mecánicas y una combinación deseable de alta resistencia y buena maquinabilidad. La composición química del Inconel 600 se muestra en la tabla 3 [9].

Tabla 3. Composición química del Inconel 600, (%en peso).

C	Mn	P	Si	Cu	Cr	Mo	W	Fe	Al	B	Co	Mg	Nb	Ti	V	N	Ni
0.018	0.097	0.0075	0.219	0.125	16.33	0.0081	0.055	9.107	0.264	<0.001	0.056	0.0027	0.038	0.267	0.017	0.0017	73.2

El alto contenido en níquel le brinda a la aleación resistencia a la corrosión hacia varios compuestos orgánicos e inorgánicos y le reduce al agrietamiento por corrosión bajo esfuerzos con el ion cloro. El cromo le confiere resistencia a compuestos con azufre y le provee resistencia a condiciones oxidantes a altas temperaturas en condiciones corrosivas. La aleación es endurecible por trabajado en frío.

La versatilidad del Inconel 600 lo lleva a una variedad en usos y aplicaciones que involucran desde temperaturas criogénicas hasta arriba de los 1095°C [9].

La aleación es usada en aplicaciones como calentadores, torres de burbujas y condensadores para el procesamiento de ácidos grasos; tubos de evaporador, láminas de tubos y bandejas para la fabricación de sulfuro de sodio; y equipos para manipular ácido abiótico en la fabricación de papel [9].

En el campo aeronáutico, se utiliza para una variedad de componentes de motores y fuselajes que deben soportar altas temperaturas. Ejemplos son cables de seguridad, revestimientos de escape y sellos de turbina. La aleación es un material estándar de construcción para reactores nucleares. Tiene una excelente resistencia a la corrosión en agua de alta pureza, y no se ha detectado ninguna indicación de grietas de corrosión por tensión de iones de cloruro en los sistemas de agua del reactor. Para aplicaciones nucleares, la aleación se produce con especificaciones exactas y se denomina aleación Inconel 600T [9].

2.2.1 Resistencia a la corrosión.

La composición de la aleación le permite resistir una variedad de corrosivos. El contenido de cromo de la aleación lo hace superior al níquel puro comercial bajo condiciones oxidantes, y su alto contenido de níquel le permite retener una resistencia considerable en condiciones reductoras. El contenido de níquel también proporciona una excelente resistencia a soluciones alcalinas. La aleación tiene buena resistencia a las soluciones de ácido fuertemente oxidante. Sin embargo, el efecto oxidante del aire disuelto por sí solo no es suficiente para asegurar una pasividad completa y libre de ataques de ácidos minerales saturados de aire y ciertos ácidos orgánicos concentrados [9].

2.2.3 Aplicaciones a altas temperaturas

Es ampliamente utilizada en los hornos y tratamientos térmicos para retortas, cajas, muflas y piezas similares que requieren resistencia a la oxidación y a atmósferas de hornos. La aleación es el material estándar para contenedores de nitruración debido a su resistencia al nitrógeno a altas temperaturas. Resiste el ataque de compuestos de azufre a temperaturas moderadas, pero está sujeta a la sulfuración en ambientes que contienen azufre a altas temperaturas.

El disulfuro de molibdeno, un lubricante que a veces se usa para ayudar al ensamblaje de piezas, no debe usarse si el material se expondrá posteriormente a temperaturas superiores a 427 ° C [9].

2.2.5 Tratamiento térmico

El comportamiento de la aleación durante el calentamiento se rige por una serie de variables que interactúan: cantidad de trabajo en frío, composición química y dimensiones del material.

En consecuencia, los tiempos y temperaturas para el tratamiento térmico generalmente se determinan experimentalmente.

En general, un tratamiento de recocido de aproximadamente 1010 ° C / 15 min producirá material suave. Una breve exposición a 1040 ° C dará material suave sin producir una estructura de grano grueso. El crecimiento del grano no ocurre hasta que la aleación se calienta a aproximadamente 980 ° C. A esa temperatura, las partículas de carburo finamente dispersas en la microestructura de la aleación, que inhiben el crecimiento del grano, comienzan a disolverse. La solubilización de los carburos comienza a

aproximadamente 1040 ° C. El tratamiento durante 1 a 2 horas (a 1090 ° C a 1150 ° C) disuelve los carburos por completo y da como resultado un mayor tamaño de grano. Este tratamiento de solución es beneficioso para obtener la máxima resistencia a la fluencia y la ruptura.

En general, se prefiere material con una estructura de grano fino porque tiene mejor resistencia a la corrosión y mayor resistencia a la tracción, la fatiga y el impacto. Se prefiere el material de grano fino para todas las aplicaciones de baja temperatura, la mayoría de las aplicaciones de temperatura intermedia y aquellas aplicaciones de alta temperatura que requieren resistencia al impacto y la corrosión [9].

El tamaño del grano depende del procesamiento. Los productos laminados en caliente generalmente tendrán un tamaño de grano pequeño porque están terminados a temperaturas relativamente bajas. El recocido tiene poco efecto sobre el tamaño de grano del material laminado en caliente. El material estirado en frío o laminado en frío ya sea en condiciones de trabajo en frío o recocido, tendrá un tamaño de grano pequeño. El tratamiento con solución producirá una estructura de grano grueso en material trabajado en caliente o en frío [9].

El tiempo y las temperaturas requeridas para la recristalización del material trabajado en frío varían ampliamente, dependiendo de la cantidad de trabajo en frío y la composición específica [9].

2.3 Soldaduras disímiles

Briones y colaboradores [1], estudiaron la microestructura y propiedades de la unión disímil entre el AL6XN y el 316L unidos mediante GTAW, donde encontraron en los resultados de tensión que los especímenes de la unión soldada presentan mayor resistencia a la tensión y la fractura ocurre en la zona afectada térmicamente (ZAT) del acero inoxidable 316L, debido al contenido de Ti y N que promovían la nucleación, crecimiento y coalescencia de microhuecos en la zona donde ocurrió la fractura. También en otra investigación Briones y col. [4], analizaron los efectos en la acumulación de daño y el calor de aporte en el comportamiento mecánico de la misma unión pero ahora soldadas por GMAW donde concluyeron que los altos calores de aporte promueven la formación de zonas de no mezcla muy amplias en ambos aceros inoxidables así como la precipitación de partículas de fase secundaria más grandes y

para bajos calores de aporte un aumento en la dureza, como se muestra en la figura 2.2, que atribuyen a un alto contenido de cromo y de niobio así como a mayores velocidades de enfriamiento.

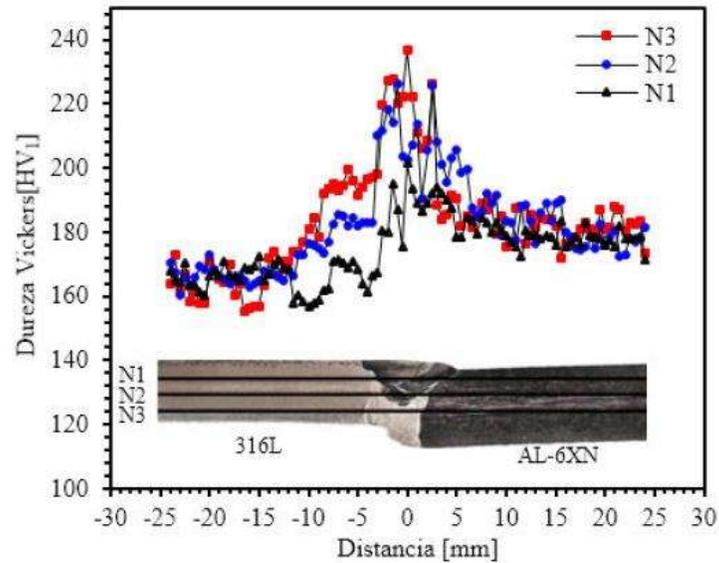


Figura 2.1. Perfiles de microdureza en tres profundidades [1].

Kourdani y Haghighi [10], estudiaron la unión disímil entre el Inconel 625 y el acero inoxidable 316L y la influencia de los materiales de aporte al momento de realizar la soldadura por GTAW, donde concluyeron que usando el electrodo ERNiCrMo3 al momento de que solidificara la unión soldada el niobio y el molibdeno dejaban los núcleos dendríticos y eran expulsados a regiones interdendríticas donde el radio de segregación del niobio aumentaba a medida que disminuía la velocidad de enfriamiento y a mayor segregación del niobio se promovía la formación de fases laves las cuáles disminuyen la absorción de la energía de impacto.

Cortés y colaboradores [11], estudiaron el comportamiento a la fatiga en la unión disímil Inconel 718-AL6XN donde encontraron que la grieta se empezaba a formar en el cordón de soldadura debido a la abundante presencia de fases secundarias frágiles (Laves y NbC) las cuales separaban la matriz de austenita de la zona plástica en la punta de la grieta provocando que se propagara la grieta por las fases

secundarias afectadas, también encontraron que el material base Inconel 718 exhibía el crecimiento de grieta más lento debido a su mayor límite elástico, como se muestra en la figura 2.3.

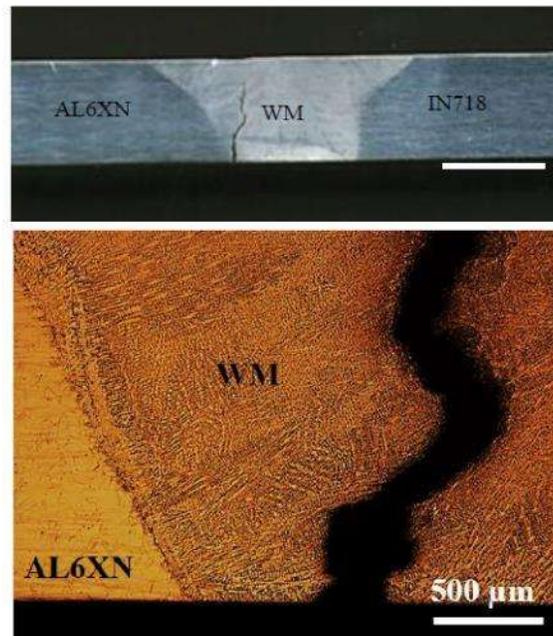


Figura 2.3. Localización en la zona de falla de la soldadura disímil Inconel 718 - AL6XN, durante prueba de fatiga [11].

Herrera-Chávez y colaboradores [12], investigaron los efectos del proceso de soldadura GMAW en la microestructura y el comportamiento mecánico de una soldadura de Inconel 600 donde concluyeron que la unión soldada estaba plagada de fases secundarias (carburos, nitruros, carbonitruros y fases Laves) las cuales se alojaban en los espacios interdendrítico, los valores de microdureza es esta zona eran mayores comparados con los del metal base debido al mayor contenido de los elementos aleantes del electrodo (ERNiCrMo3), elementos que promueven las fases arriba descritas durante la solidificación de la pileta de soldadura. Como se muestra en la figura 2.4.

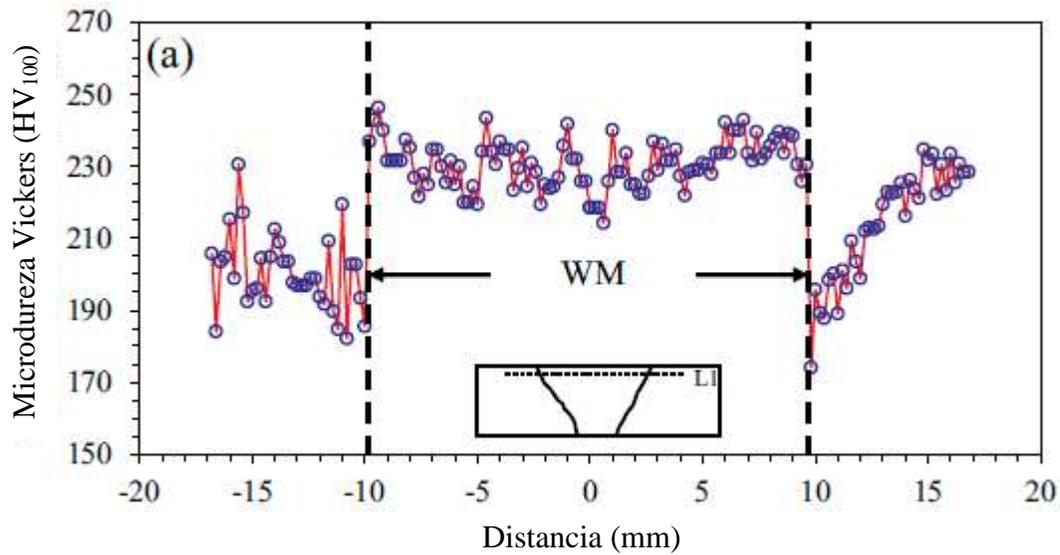


Figura 2.4. Perfiles de microdureza obtenidos a lo largo de la unión soldada [12].

Choi y colaboradores [13], estudiaron los efectos de un tratamiento térmico de envejecido en la microestructura de la interfase de soldadura disímil entre aleaciones de acero baja aleación de níquel donde encontraron que la microdureza disminuye después del tratamiento térmico de envejecido y atribuyen que puede ser causado a un cambio en la microestructura debido a un relevado de esfuerzos causado por el mismo tratamiento térmico. También encontraron que los precipitados se forman principalmente en la ZAT los cuáles aumentan en tamaño y en número después del tratamiento térmico y que son principalmente carburos los cuales aumentan formándose como constituyentes alrededor del radio del cromo en la línea de fusión.

Wang y Gan [14], estudiaron los efectos de los carburos en el límite de grano y como estos influyen en las propiedades de impacto y tensión del Inconel 600 a 25 y 196°C. Desarrollaron la curva temperatura-tiempo-precipitación para que los carburos en el límite de grano se volvieran continuos y encontraron que ocurre al 0.07% C. A 25 y 196°C los carburos tienen un efecto insignificante en las propiedades de tensión exceptuando que la reducción del área se encuentra significativamente reducida y para las

pruebas de impacto Charpy-V, las probetas de Inconel 600 no sufrieron ruptura ni a 25 ni a 196°C teniendo o no carburos en el límite de grano. Como se muestra en la figura 2.5.

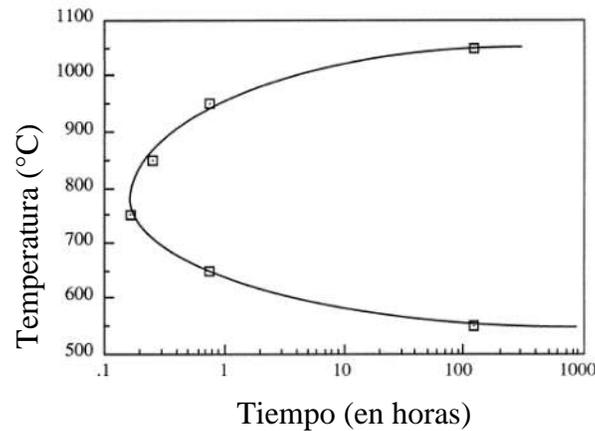


Figura 2.5. Curva temperatura-tiempo-precipitación de Inconel 600 donde los carburos M_7C_3 se vuelven continuos en el límite de grano [14].

Yoo y colaboradores [15], investigaron los efectos de la evolución de los Límites Tipo II en la microestructura de aleaciones 690 y 152 con envejecido. El envejecido se realizó a 450°C para simular las condiciones de operación en una planta de energía nuclear que trabaja a 320°C. y concluyeron que los Límites Tipo II se forman paralelos a la línea de fusión, pero se van alejando durante el envejecido. El envejecido incrementa los límites de grano de ángulo bajo. El contenido de cromo aumenta en el lado del material soldado como resultado del envejecido lo que aumenta la zona de dilución del cromo la cual se forma cerca de 1500 μm desde la línea de fusión. El envejecido para 15 años produce la más alta microdureza debido a la precipitación de los carburos de cromo, pero el incremento de los límites de grano de ángulo bajo y la relevación de esfuerzos residuales causan un decremento en la dureza de 15 a 60 años.

Xiao y colaboradores [16], realizaron pruebas para entender la influencia de la humedad a altas temperaturas en la oxidación del Inconel 600 el cuál introdujeron a un analizador termo gravimétrico bajo condiciones de aire artificiales entre 600 y 900°C con un porcentaje de humedad de 0-19% donde encontraron que los principales óxidos que se forman durante la oxidación a altas temperaturas (700-900°C) de la aleación Inconel 600 son el NiO y el Cr_2O_3 donde solamente en NiO se forma por debajo de los 600°C ubicándose en la capa externa y el Cr_2O_3 se ubica en la cara interna y los esfuerzos residuales en la capa de óxido son de compresión. Como se muestra en la figura 2.6.

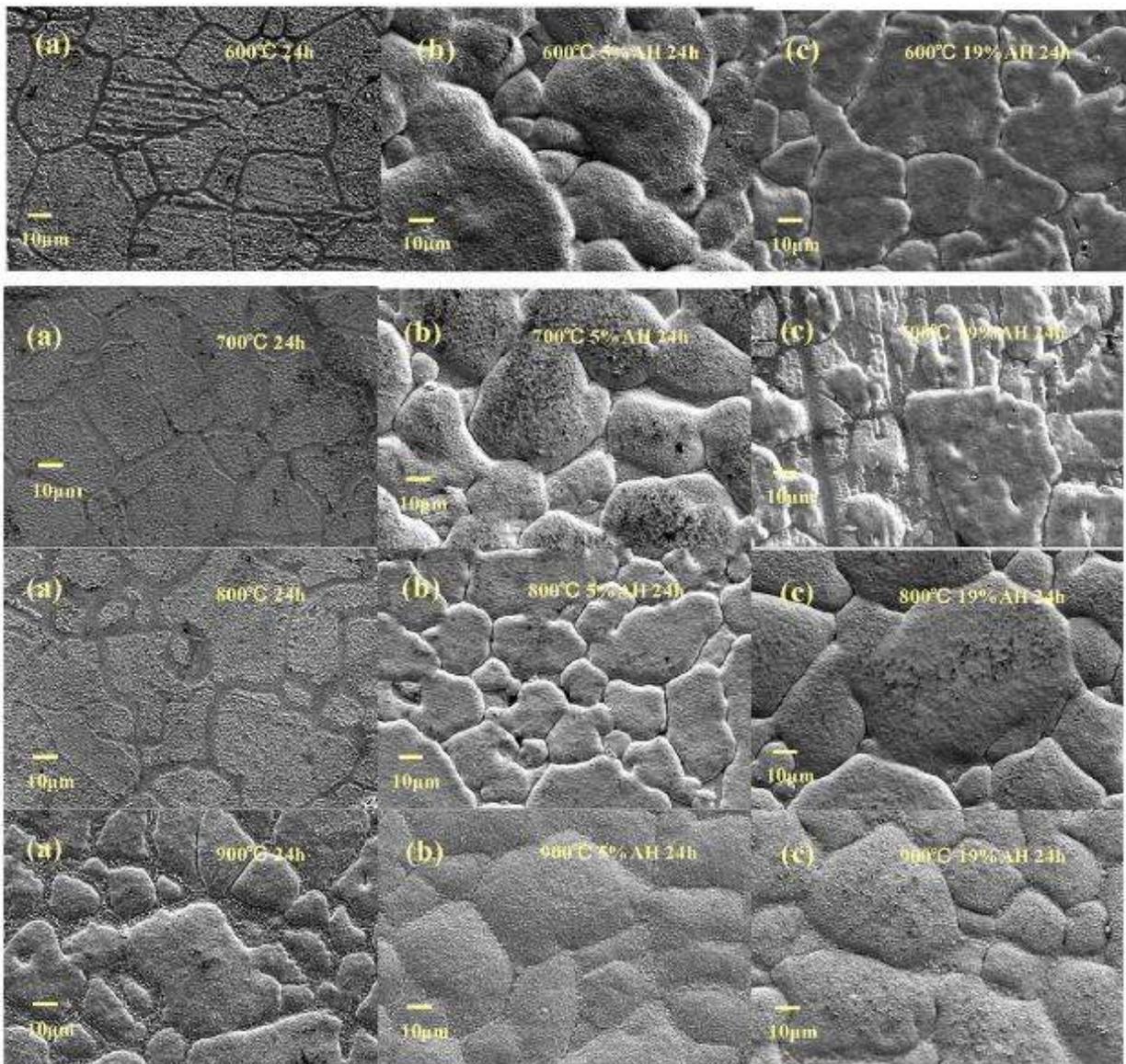


Figura 2.6. Morfología de la superficie del óxido después de una oxidación durante 24 horas a 600-900°C; a) aire seco, b) con 5% de humedad, c) con 19% de humedad [16].

Kulkarni y colaboradores [17], investigaron la soldadura disímil entre el acero P91 y el AISI 316L mediante soldadura TIG usando intercapas de Inconel 600 y de Incoloy 800, donde las intercapas observadas con Inconel 600 mostraban estructura austenítica completa y mejoraban la resistencia al impacto y la ductilidad de las juntas de soldadura sin pérdida significativa de resistencia a la tracción. Y evaluaron el efecto de las intercapas después de un tratamiento térmico de envejecido a 620°C durante

500 horas y la migración de carbono con ayuda de simulaciones termodinámicas observando que el uso de las intercapas disminuía severamente la migración de carbono. Como se muestra en la figura 2.7.

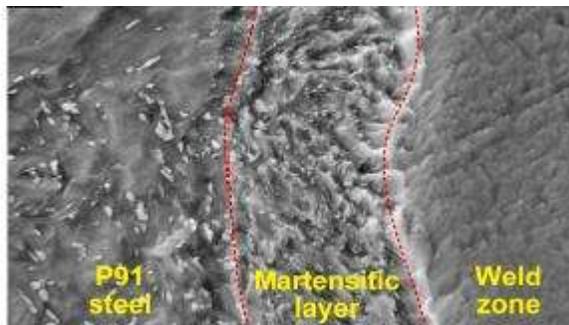


Figura 2.7. Micrografía MEB de la intercapa de Inconel 600 [17].

Capítulo 3. Desarrollo experimental

De manera general se enlista las actividades que se tienen planeadas realizar en cada etapa del proceso del proyecto.

- Caracterización de materiales base: AL6XN, Inconel 600 e Inconel 600 tratado térmicamente.
- Realizar la soldadura disímil entre los materiales base con el electrodo ERNiCrMo-3.
- Realizar la caracterización microestructural por microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido (MEB).
- Realizar la caracterización microestructural de las fases presentes, la morfología y el tamaño de grano que se presenta.
- Realizar la caracterización mecánica mediante el ensayo de tensión, el ensayo de impacto y microdureza Vickers.
- Realizar pruebas de resistencia a la corrosión por picadura y corrosión intergranular en la junta soldada.

3.1 Materiales base y electrodos.

Se utilizaron placas de los siguientes materiales:

- Placa de 6.35 mm de espesor de acero súper-austenítico AL6XN®.
- Placa de 6.35 mm de espesor de aleación Inconel 600®.

Se utilizó el siguiente electrodo:

- ERNiCrMo3 (bajo la designación AWS)

La composición química de los materiales que se utilizó en este trabajo de investigación se presenta en la tabla 1.

Tabla 4. Composición química de la placa de Inconel 600 y electrodo ERNiCrMo3 (% peso).

Elemento	C	Mn	P	Si	Cu	Cr	Mo	W	Fe	Al	B	Co	Mg	Nb	Ti	V	N	Ni
IN600	0.018	0.197	0.0075	0.219	0.125	16.3 3	0.008 1	0.05 5	9.10 7	0.26 4	<0.00 1	0.05 6	0.002 7	0.03 8	0.26 7	0.01 7	0.001 7	73.2
ERNiCrMo3	0.01	0.1	<0.01	0.15	---	22	8.7	---	0.3	---	---	---	---	3.6	---	---	---	65.1 3
AL6XN	0.03	2.0	0.02	1.0	0.75	21.0	6.5	--	Bal	--	--	--	--	--	--	--	0.22	24.5

3.2 Materiales

Placa de 6.35 mm de espesor de las aleaciones AL6XN e IN600. Las soldaduras se realizaron con el material de aporte; ERNiCrMo3 de 1.2 mm de diámetro. Piezas de IN600 fueron tratadas térmicamente en un horno mufla a 700 °C por 300 horas con el propósito de envejecer el material y simular que son placas que estuvieron en operación.

3.3 Diseño y dimensiones de la junta

Para la preparación de la junta de soldadura se cortaron placas de material base de una longitud de 150 mm con un espesor por defecto de 6.35 mm. Las placas fueron maquinadas en una fresadora vertical, para el Inconel 600 se realizó un bisel en “V” a 30°, y para el AL6XN se realizó un bisel en “V” de 30° añadiéndole un talón de 1 mm como se muestra en la figura 3.1.

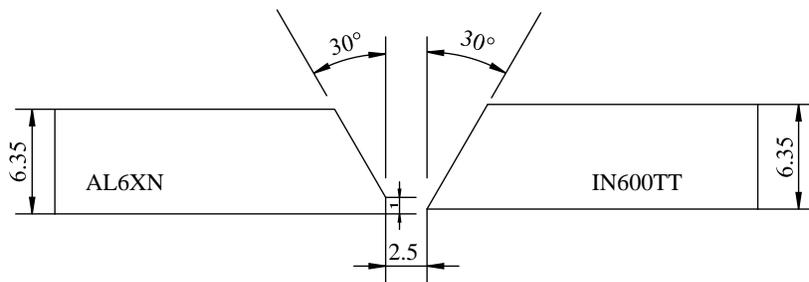


Figura 3.1. Diseño y dimensiones (mm) de la junta soldada disímil.

Se añadieron extensiones de placa para lograr una estabilización en el arco y así obtener un cordón uniforme en toda la unión; se utilizaron placas de respaldo de 2 pulgadas de espesor para evitar una deformación en la junta soldada debido la alta cantidad de esfuerzos que se generan al momento de la soldadura.

3.4 Variables operativas del proceso de soldadura

Proceso de soldadura: La unión de las placas se realizó con el proceso de soldadura con protección de gas inerte y electrodo metálico consumible (por sus siglas en inglés GMAW), con una máquina para soldar modelo CP-650 marca Miller con una capacidad de 300 A, voltaje a circuito abierto de 50 V y con una eficiencia del 80%.

Tabla 5. Rendimiento térmico en función del proceso de soldeo [6].

Proceso de soldeo	Rendimiento
SAW	0.9 – 1
SMAW	0.75 – 0.8
FCAW	0.7 – 0.8
GMAW	MIG 0.7 – 0.8 MAG
GTAW	0.65

Variables operativas del proceso: fueron ajustadas para producir una transferencia de metal por roció y soldar las placas con preparación en simple V, como se muestra en la Figura 9, el metal de aporte que se utilizó fue el ERNiCrMo-3 que tiene diámetro de 1.2 mm con aplicación semiautomática, en una sola pasada, la polarización de la máquina fue con corriente directa y el electrodo conectado al polo positivo de la fuente de soldadura de potencial constante.

Gas de protección: Se utilizó la mezcla de gases $Ar + 3\%N_2 + 2\%O_2$ con flujo de 16.5 L/min. La torcha se calibró con una distancia de trabajo de 10 mm desplazándose a 3.6 mm/s mientras el electrodo fue alimentado a 100 mm/s con un voltaje de 30 V.

3.5 Caracterización microestructural

La placa soldada se seccionó en 10 partes iguales de aproximadamente 1 cm de espesor, como se muestra en la figura 3.2, de la que se obtuvieron 10 probetas que se usaron en los diferentes ensayos realizados, los cuáles se especifican en la tabla 6.

Tabla 6. Elección de probeta para ensayos.

Ensayo	Probeta
Microdureza Vickers y metalografías	5
Corrosión	6
Tracción uniaxial	4, 7
Impacto Charpy	1, 3, 8

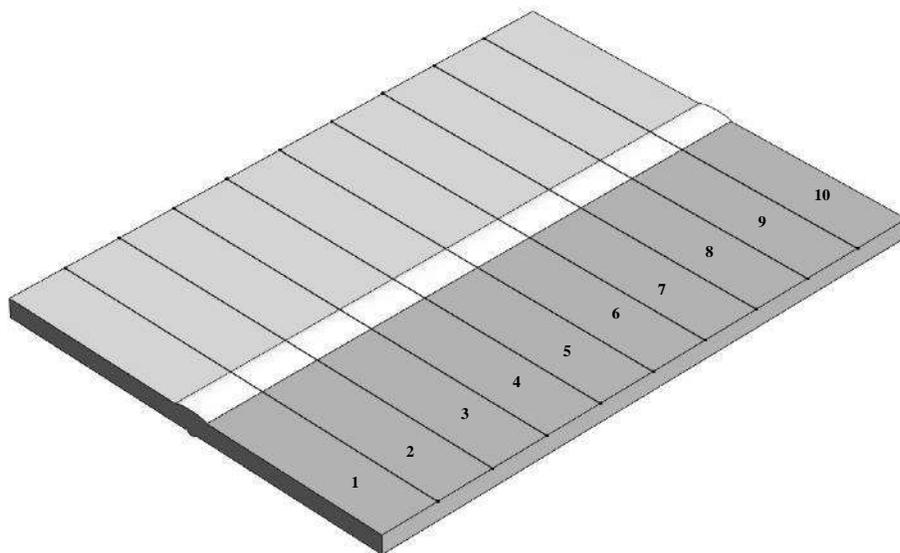


Figura 3.2. Seccionado de las muestras para caracterización.

3.6 Caracterización microestructural de los materiales base y la unión soldada.

Para la caracterización de los materiales base se prepararon unas muestras de un tamaño de 5 cm x 1 cm x 0.635 cm, a las que se les realizó una preparación metalográfica convencional en la cual se desbastó el material mecánicamente con papel de carburo de silicio hasta una granulometría de 2000 y se pulió la unión con alúmina para posteriormente someterlas a un electropulido con ácido perclórico por 20 segundos a 13 V.

El ataque que se empleó para revelar la estructura de grano fue un electroataque con ácido sulfúrico a 4 V por 20 segundos para el Inconel 600 y de 15 mL HCl + 5 mL HNO₃ + 10 mL de glicerina por inmersión por 270 segundos para el AL6XN.

Posterior al ataque químico de las muestras, se procedió a observarlas por microscopía óptica en un microscopio NIKON EPIPHOT 300, las muestras fueron también analizadas mediante microscopía electrónica de barrido con el equipo JEOL JSM-6400. Se capturaron 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 9 y con una preparación metalográfica convencional de misma forma como para los materiales base, para posteriormente ser sometidas a electroataque químico de 8 segundos a 4 V inmersa en CuSo (2.5g) + 15 mL HCl + 25 mL agua destilada.

Para finalizar la caracterización de igual manera a los materiales base se tomaron imágenes en el microscopio óptico y se observó el material por zonas de interés de acuerdo con los resultados de la caracterización mecánica por medio de microscopía electrónica de barrido.

Las fotografías en el microscopio óptico se tomaron siguiendo la guía de la figura 3.3:

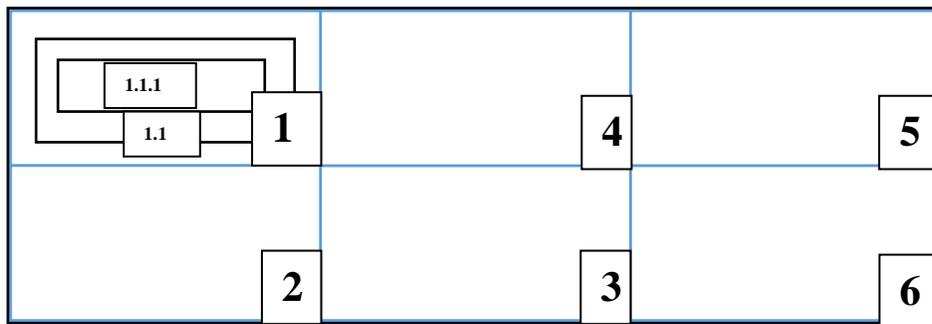


Figura 3.3. Guía de fotos para microscopía óptica.

3.7 Caracterización mecánica de los materiales base y la unión soldada

3.7.1 Microdureza Vickers

Se realizaron barridos de microdureza Vickers de manera transversal a los cordones de soldadura aplicando una carga de 100 g durante 15 segundos de acuerdo con la norma ASTM-E384-01a.

Para las mediciones de microdureza de los materiales de hicieron 3 barridos de forma horizontal y un barrido de forma vertical, con un espaciado entre indentaciones de 250 μm como se muestra en la figura 3.4.

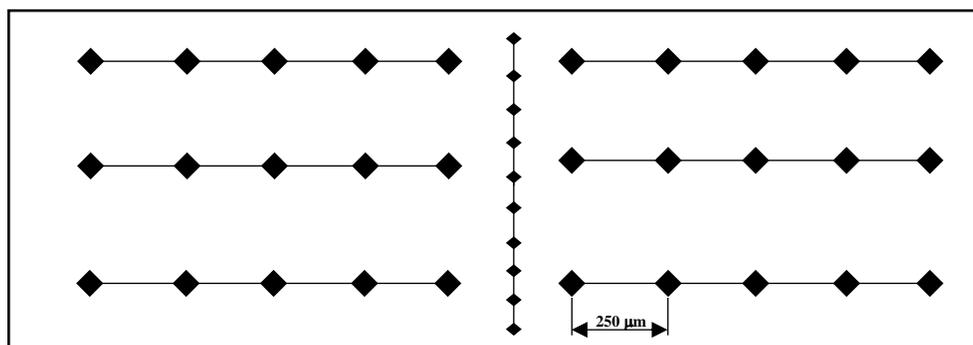


Figura 3.4. Diagrama de indentaciones de microdureza Vickers para los materiales base.

Para las mediciones de microdureza en la unión soldada la distancia entre indentaciones fue cada 200 μm . Disminuyendo a 100 μm cuando las mediciones se acercaron a la ZAT. Se realizaron barridos de microdureza a tres niveles con respecto a la altura de la soldadura, como se ilustra en la figura 3.5.

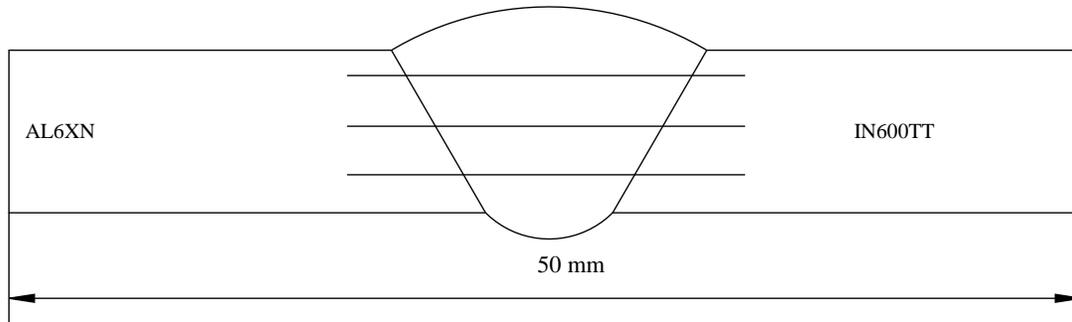


Figura 3.5. Sección transversal de la soldadura disímil AL6XN/IN600 TT indicando los niveles en los cuales se realizarán los perfiles de microdureza.

3.7.2 Ensayo de tracción uniaxial

Para la junta soldada, se maquinaron probetas de tensión con la norma ASTM E8/E8M. Se realizaron ensayos en la condición de soldadura con una velocidad de desplazamiento del cabezal de 0.005 mm/s. con el equipo MTS que tiene una capacidad de carga máxima de 100 kN con una velocidad constante de desplazamiento del cabezal de 1 mm/min. El cordón de soldadura quedó justo a la mitad de la sección reducida en cada probeta de tensión.

La forma y el tamaño de las probetas de tensión se ilustran en la figura 3.6.

Como referencia, la misma caracterización mecánica, se realizará para los materiales base (AL-6XN e IN600 tratado térmicamente). Se realizó el análisis superficial de la fractura en el microscopio electrónico de barrido de las probetas ensayadas, de los materiales base y de la junta soldada.

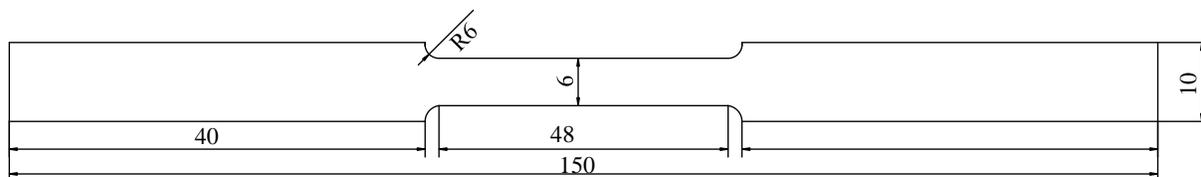


Figura 3.6. Geometría de los especímenes para el ensayo de tracción uniaxial de acuerdo con la norma ASTM E8/E8M, dimensiones en mm.

3.7.3 Ensayo de resistencia al impacto.

Para llevar a cabo este ensayo se prepararon 3 probetas de la unión soldada con el fin de evaluar la cantidad de energía absorbida al impacto Charpy. Las probetas fueron maquinadas conforme a la norma ASTM E-23 como se muestra en la figura 3.7, En la cual la muesca viene en la parte central de la probeta. Posteriormente se observaron las fracturas en el MEB.

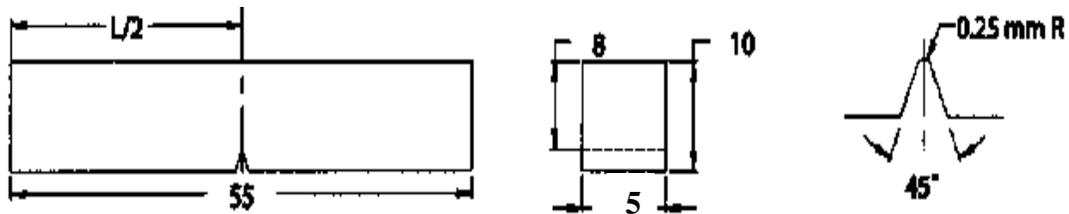


Figura 3.7. Dimensiones de probetas para ensayo Charpy.

3.8 Cálculo de aporte térmico en la soldadura

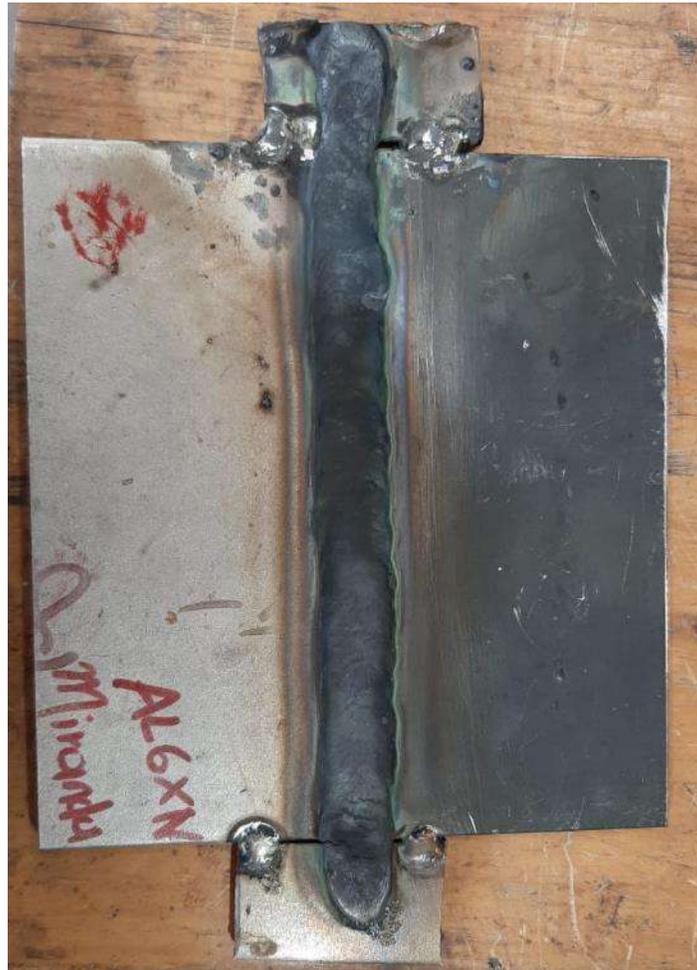


Figura 4.45. Cordón de soldadura recién realizado.

- Gas de protección Ar + 3%N₂ + 2%O₂
- Flujo de gas: 16.5 L/min.
- Distancia de trabajo: 10 mm.
- Velocidad de avance: 3.6 mm/s
- Velocidad de alimentación a 100 mm/s
- Voltaje: 30 V.
- Amperaje: 226 A

$$\text{Calor de aporte: } 0.75 \times \frac{30 \text{ V} \times 226 \text{ A}}{3.6 \frac{\text{mm}}{\text{s}}} = 1412.5 \frac{\text{Joules}}{\text{mm}}$$

Capítulo 4. Resultados y discusión

4.1 Caracterización microestructural de los materiales base.

4.1.1 Microestructura de la aleación Inconel 600.

La microestructura de la aleación Inconel 600 es presentada en la figura 4.1, la microestructura consiste en una estructura austenítica. Los granos alargados que fueron observados en la microestructura pueden deberse a un trabajado en frío en la dirección de rolado. Debido a la baja energía de falla de apilamiento se pueden observar maclas en varios límites de grano [18]. Además, se puede observar la presencia de algunos carburos alojados en los límites de grano.

Las únicas fases que precipitan en la microestructura son los nitruros de titanio, carburos de titanio (o una solución de ambas que es llamada comúnmente carbonitruros) y carburos de cromo. Los carburos y nitruros de titanio son visibles en especímenes a magnificaciones de 50x o mayores. Aparecen como inclusiones con formas angulares, pequeños y dispersados aleatoriamente. Con el ataque empleado los colores de estos precipitados pueden variar de naranja-amarillo para los nitruros y de gris-morado para los carburos. Esos nitruros y carbonitruros son estables a todas las temperaturas debajo del punto de fusión y no son afectados por ningún tratamiento térmico.

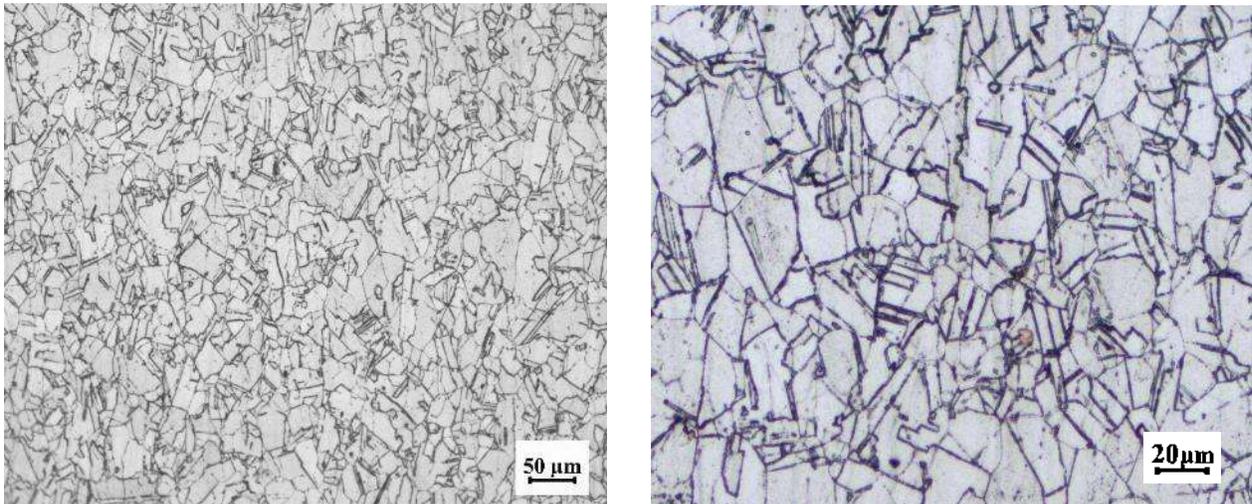


Figura 4.1. Micrografías de aleación Inconel 600 por microscopía óptica.

En la figura 4.2, se puede observar la microestructura del Inconel 600 vista en el MEB. Se puede observar como hay huecos en los límites de grano que corresponden a sitios donde los carburos de cromo se removieron luego del ataque químico para revelar la microestructura. Además, se puede observar una partícula de gran tamaño a la cuál procedió a hacersele un análisis químico por EDS.

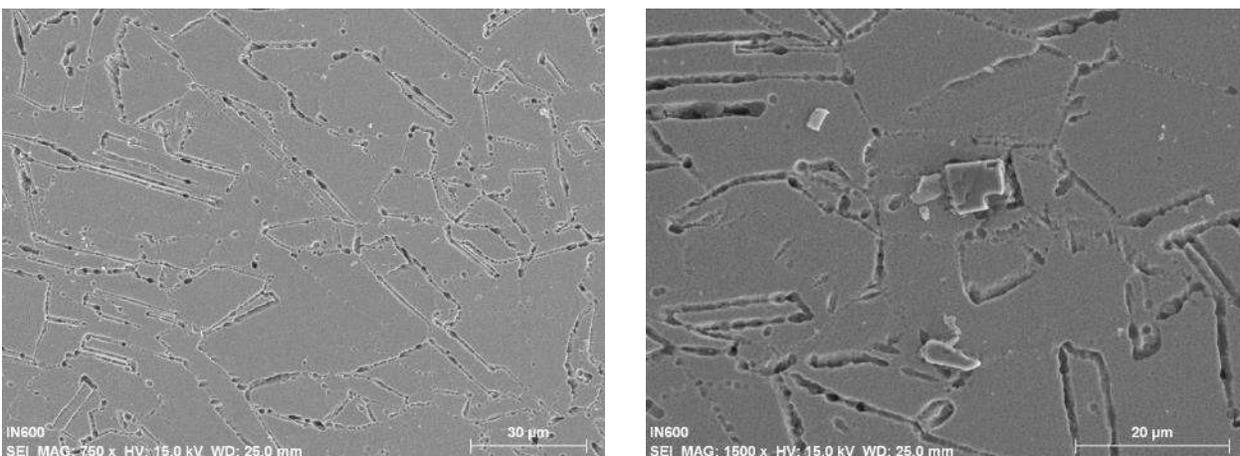


Figura 4.2. Micrografías de aleación Inconel 600 por microscopia electrónica de barrido.

El análisis por EDS revela que la inclusión en forma regular corresponde a TiN, precipitado que es observado frecuentemente en aleaciones Inconel 600. Se ha reportado que la principal causa de formación de este tipo de precipitados es la baja solubilidad del Ti en la austenita de sistemas de aleaciones Fe-Cr-Ni [19]. Y presentan una forma geométrica de cubo o rombo [20], y de acuerdo a la Figura 4.3, correspondiente a un mapeo elemental específicamente de N y Ti, podemos ver que la partícula corresponde a este precipitado.

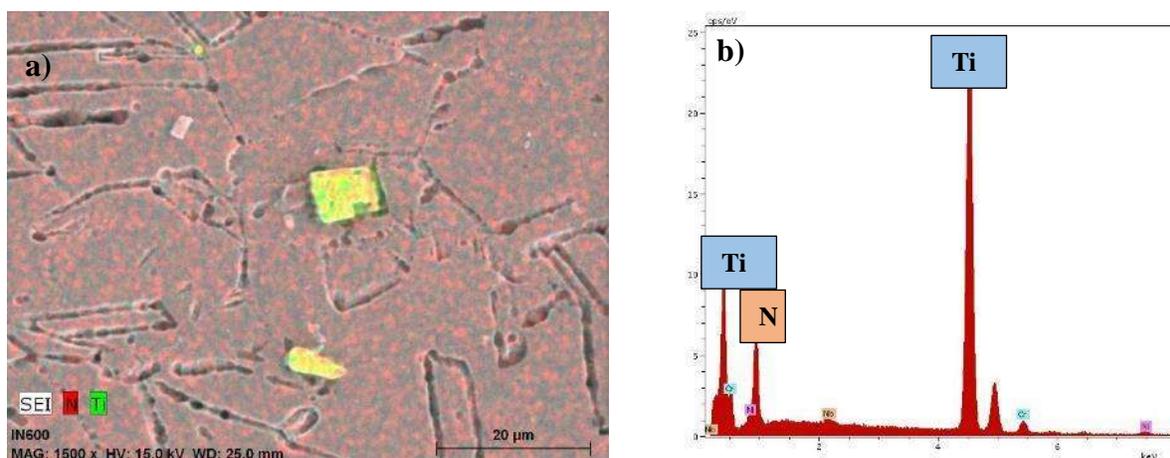


Figura 4.3. Micrografías por microscopia electrónica de barrido de aleación Inconel 600, a) Mapeo de partículas, b) Análisis EDS de partícula.

4.1.2 Microestructura de la aleación Inconel 600 tratado térmicamente.

En la figura 4.4, se observa la microestructura del Inconel 600 después del envejecido a 700°C por 300 horas y en comparación con la microestructura del material base, se pueden observar los límites de grano más definidos y se pueden atribuir a una mayor concentración de carburos de cromo que se alojan en esos límites de grano. Esto se debe a que a temperaturas entre 540° y 980°C los carburos de cromo precipitan tanto en los límites de grano como en la matriz. Debido a la precipitación en los límites de granos, el comportamiento ante la corrosión del Inconel 600 es similar a otras aleaciones austeníticas en las que el material puede ser susceptible a ataques intergranulares en algunos medios agresivos a altas temperaturas [9].

Los carburos presentes en los límites de grano precipitan mucho más rápidamente que la fase sigma por lo que es son perjudiciales para las propiedades mecánicas. La fragilización es más seria cuando los carburos en los límites de grano son pequeños y densos, como los que se desarrollan a una exposición a bajas temperaturas como entre 550-650 °C [21, 22].

A alta temperatura, precipitan carburos en el límite de grano y la resistencia a la corrosión disminuye, Se ha reportado que a una exposición de 700°C precipitan carburos tipo Cr_7C_3 a lo largo de los límites de grano [23]. Debajo de 760°C el carburo $Cr_{23}C_6$ también puede ser encontrado [23].

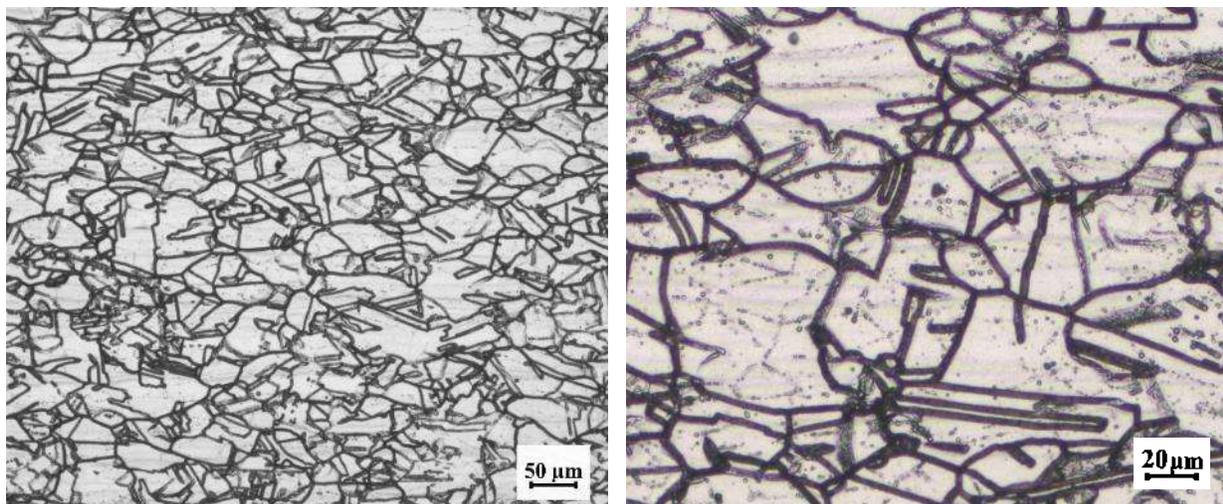


Figura 4.4. Micrografías de aleación Inconel 600 tratado térmicamente visto por microscopia óptica.

Como se puede observar en la figura 4.5, hay una alta concentración de carburos sobre el límite de grano de forma semicontinua, con estructuras como plaquetas que crecen en espesor con el tiempo de envejecido. También pueden nuclear carburos intergranulares nucleados usualmente en dislocaciones o inclusiones después de la formación y crecimiento de carburos de límite de grano [24, 25].

La consecuencia en la precipitación de esta fase con la disminución en la temperatura o el incremento en el contenido de carbono puede tender a incrementar la extensión de empobrecimiento de cromo.

El mecanismo de formación de disminución de Cr en la matriz puede ser explicada de la siguiente forma. El rango de temperatura en la cual los carburos ricos en cromo son estables es entre 550 – 800°C [18]. Estudios anteriores dictaminan que la solubilidad de carbono en esta aleación es muy baja [26]. Por lo que es muy probable que los carburos ricos en cromo rápidamente vuelvan a formarse en los límites de grano. Si la aleación es expuesta a temperatura donde la temperatura se encuentra dentro del rango de estabilidad de carburos ricos en cromo por relativamente largo periodos de tiempo, se produce un empobrecimiento mayor de cromo hacia el límite de grano.

En la figura 4.5 a) se pueden observar que la formación de los compuestos intermetálicos se da en los límites de grano, se realizaron 9 análisis EDS en los cuáles los resultados fueron exactamente los mismos dando como composición precipitados NiCr, también pueden observarse algunos carburos intergranulares.

En la figura 4.5c se observa una partícula de mayor tamaño a la que se le realizó un análisis EDS y arrojó una composición correspondiente a un precipitado NiTi, tipo de precipitado que ya había sido encontrado en el análisis del material base y que puede observarse en la figura 4.3.

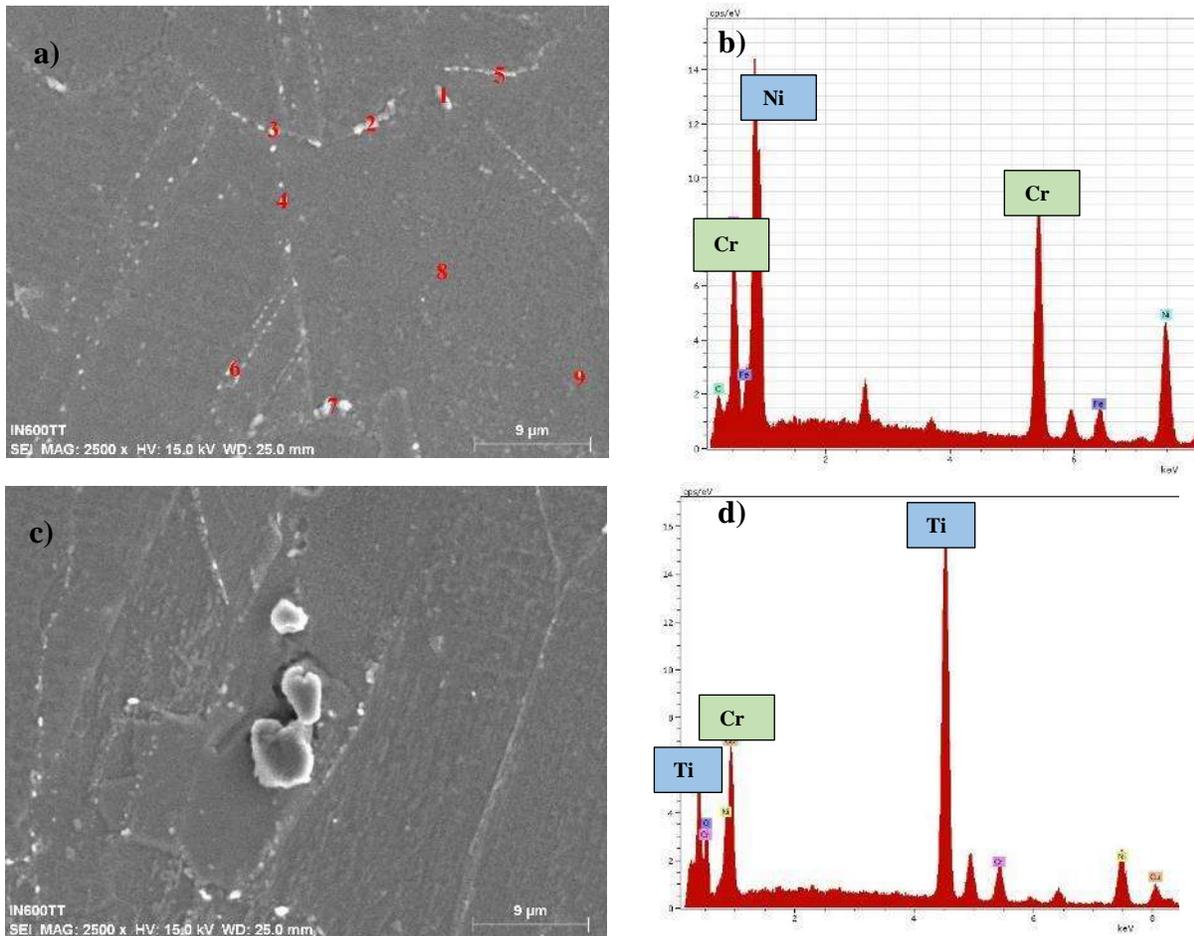


Figura 4.5 Micrografías por microscopía electrónica de barrido de aleación Inconel 600 tratado térmicamente, a) 2500x, b) Análisis EDS de partícula, c) 2500x, d) Análisis EDS de partícula.

4.1.3 Microestructura de la aleación AL-6XN.

En las imágenes de la figura 4.6, muestran la microestructura del acero inoxidable superaustenítico AL6XN observada en el microscopio óptico el cual presenta una estructura austenítica de granos equiaxiales. Dentro de la microestructura se observa la presencia de maclas, las cuales se forman como resultado de esfuerzos aplicados, lo que podemos retribuir a la laminación que se le aplica al material en el momento de su fabricación. Cuando el maclado se da por deformación, no hay cambios en la estructura cristalina, solamente es una reorientación de la red [27]. Esto es importante ya que un material con alta facilidad de maclado puede ser deformado con mayor facilidad que uno libre de maclas.

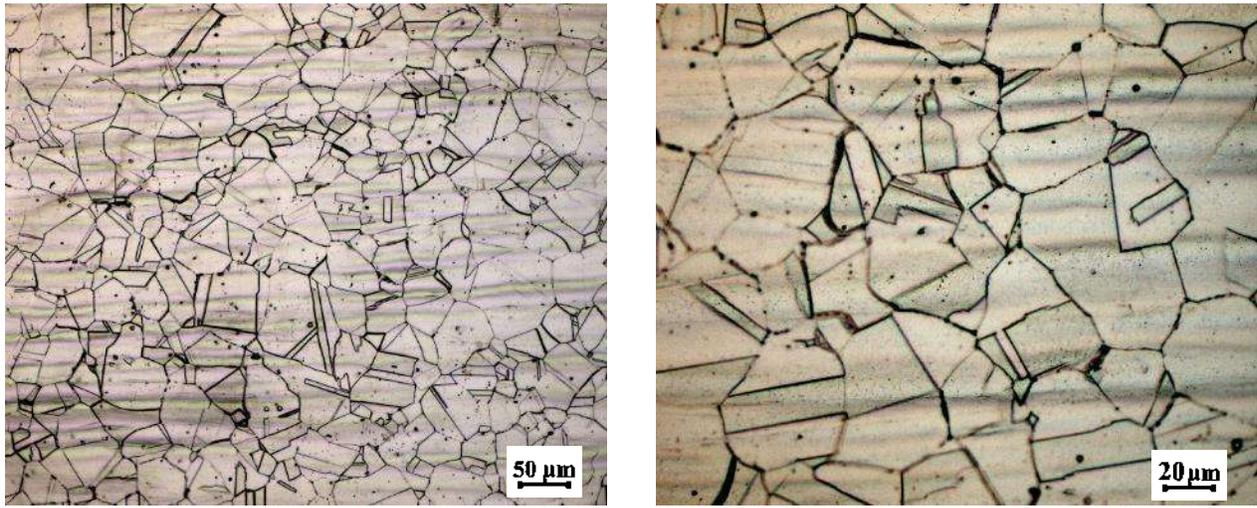


Figura 4.6. Micrografías de aleación AL6XN capturadas por microscopía óptica.

En las imágenes obtenidas por microscopía electrónica de barrido, que se muestran en la figura 4.7, se puede observar la presencia de carburos que precipitan en los límites de grano, a los que se les realizó un análisis químico puntual. El EDS muestra alto contenido de nitrógeno y titanio, lo que indica que la naturaleza de la partícula es de una fase secundaria, concretamente de un nitruro de titanio que está alojado en el límite de grano, el cuál puede atribuírsele al proceso de fabricación del material y a los tratamientos termomecánicos a los que fue sometido en su fabricación y procesamiento secundario, dado también a la baja difusividad que tiene el titanio en las aleaciones base níquel.

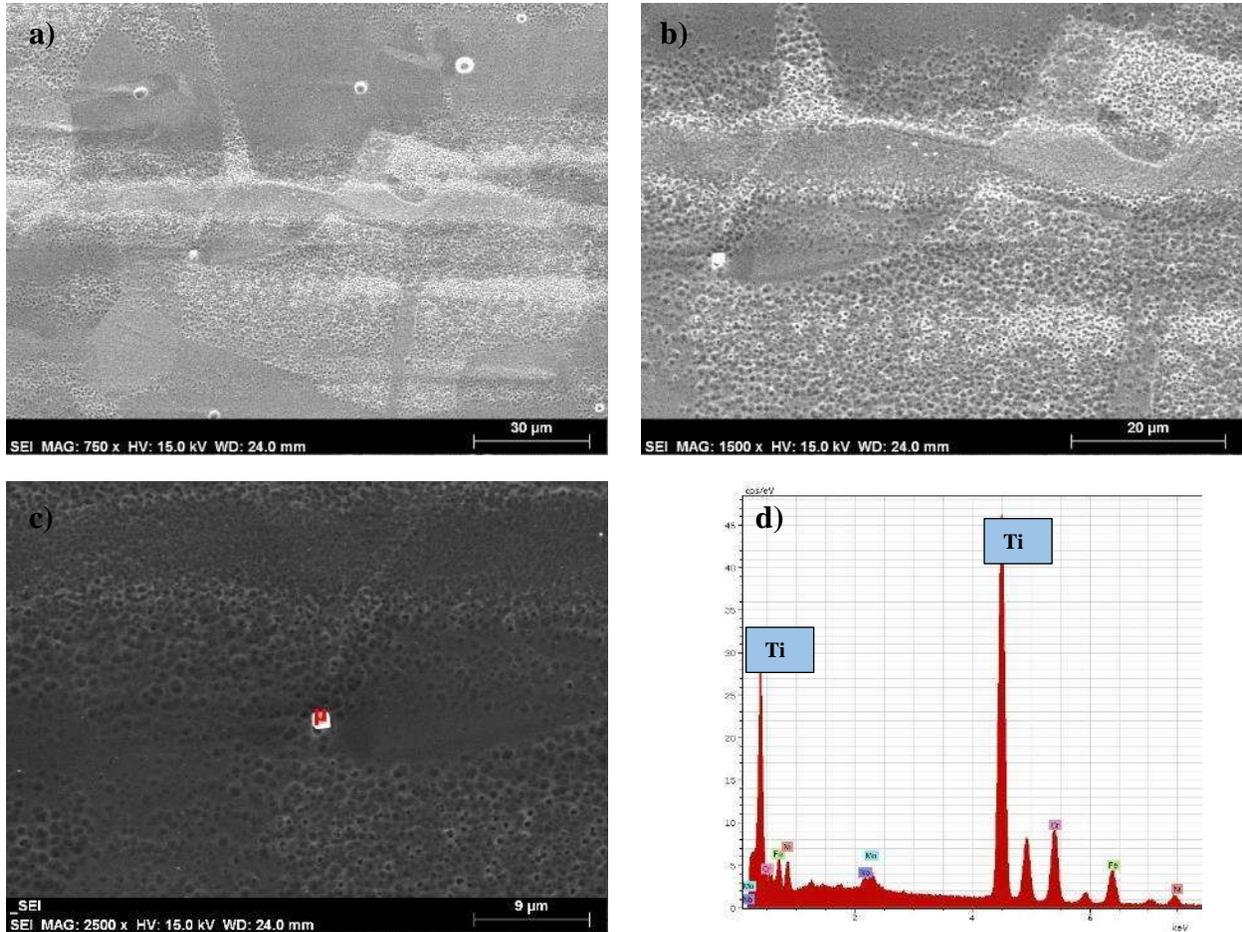


Figura 4.7. Micrografías por microscopía electrónica de barrido de aleación AL6XN, a) 750x, b) 1500x, c) Señalización para análisis puntual de composición, d) Análisis EDS de partícula.

Del análisis por microscopía electrónica de barrido, en las imágenes de la figura 4.8, pueden observarse bandas cerca de la zona media del material base. En el análisis de mapeo elemental puede observarse como la segunda fase tiene un incremento en el contenido de molibdeno. Esta diferencia en el contenido de molibdeno puede deteriorar las propiedades mecánicas del material, este empobrecimiento de molibdeno en las bandas de composición es lo que hace al material susceptible a la corrosión localizada, en estas imágenes de la figura 4.8, se puede ver la corrosión por picadura que se presenta en las bandas debido a este fenómeno debido al revelado de la microestructura.

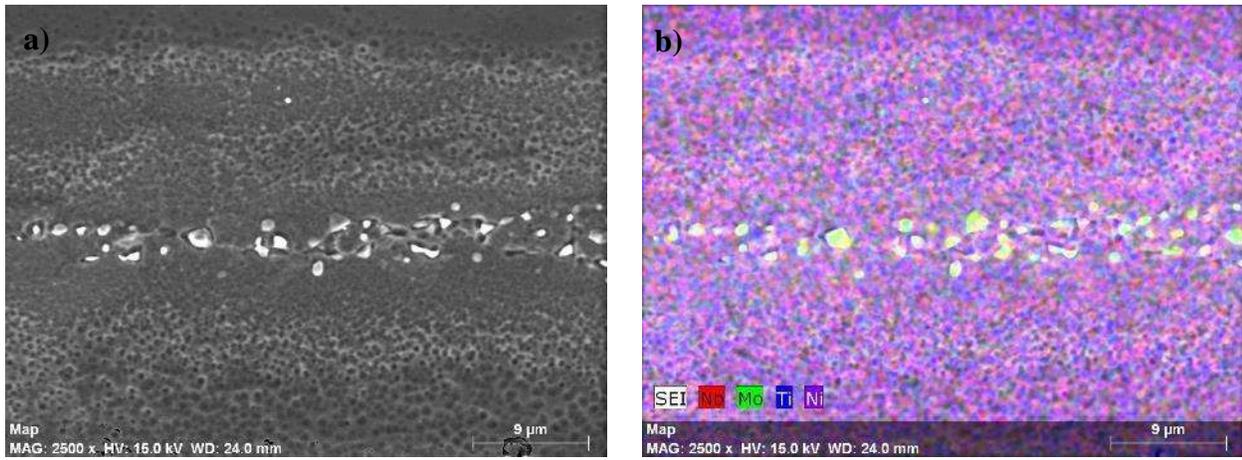


Figura 4.8. Mapeo de zona central de aleación AL6XN a)2500x, b) Nb, Mo, Ti ,Ni.

4.2 Caracterización mecánica de los materiales base.

4.2.1 Microdureza Vickers.

En la figura 4.9 podemos observar una comparación de los perfiles de microdureza obtenidos en los materiales base. Donde σ es la desviación estándar en las muestras obtenidas.

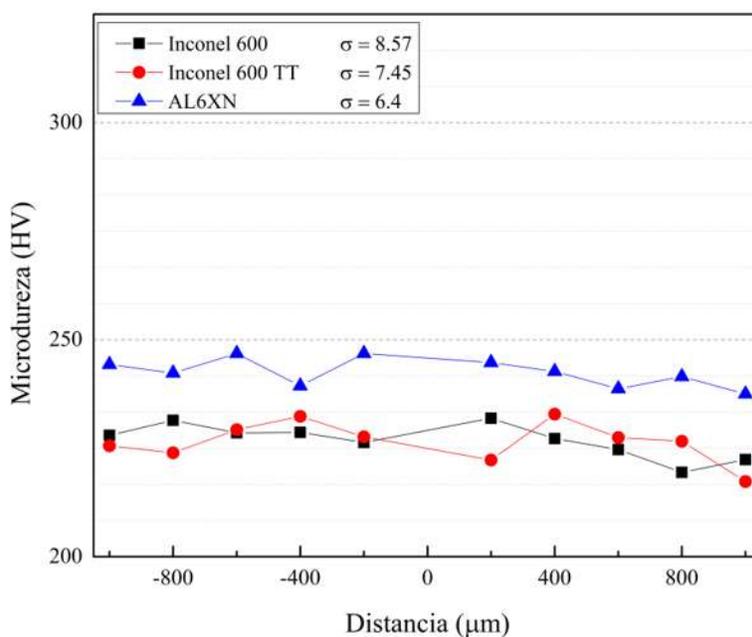


Figura 4.9 Perfiles de microdureza de los materiales base.

Los perfiles de microdureza para la aleación Inconel 600, mostrada en la gráfica en color negro, existe muy poca variación y la variación estándar es de 8.57.

Los perfiles de la aleación Inconel 600 que fue tratada térmicamente pueden ser observados en color rojo donde comparándolos con los del material base sin tratamiento térmico, podemos ver que presenta una variación estándar de 7.45 y que aún a pesar del tratamiento térmico realizado son muy consistentes

los valores que presentan lo que nos da una idea de la homogeneidad que puede tener en sus propiedades esta aleación.

En color azul pueden observarse los datos de los barridos de microdureza obtenidos para la aleación AL6XN, los cuáles presentan una mejor homogeneidad que la de los materiales revisados anteriormente, presenta en promedio una dureza 10 puntos mayor con respecto al Inconel 600 tratado térmicamente y una desviación estándar de 6.4. Los valores obtenidos en este material concuerdan con los obtenidos por otros autores [4].

4.3 Macroestructuras de las soldaduras.

La figura 4.10 ilustra una macrografía de la sección transversal de la zona de soldadura, la cual se obtuvo a partir de una serie de imágenes a 50 magnificaciones que fueron unidas automáticamente por el software del microscopio. La macrografía confirma que la unión soldada es libre de defectos. Se ha reportado [28], que la mala elección de los consumibles y variables en el proceso de soldadura pueden dar como resultado agrietamiento en la zona de fusión o en la ZAT. Dichos agrietamientos o defectos no fueron observados en el presente estudio por lo que se puede decir que los parámetros usados en este proyecto fueron óptimos.



Figura 4.10. Vista transversal de macrografía de la unión disímil entre el Inconel 600 y la aleación AL6XN.

4.4 Caracterización microestructural de las soldaduras.

A continuación, se presentan las imágenes obtenidas para la soldadura en la interfase Inconel-cordón, las cuáles se presentan primero la parte superior, luego la parte central y al último la inferior.

4.4.1 Zona superior Inconel – Cordón

En la figura 4.11 se puede observar la interfase del Inconel 600 y el cordón de soldadura en su parte superior, en estas imágenes podemos observar a existencia de una parte que se fundió y a pesar de la agitación existente por las fuerzas convectivas, no se alcanzó a mezclar y arrastró material base que se solidificó antes de poder mezclarse por completo. Además, podemos ver vestigios de las fuerzas convectivas que generan el arco eléctrico y que alcanza a solidificar rápidamente. Además, en la zona adyacente a la línea de fusión en el metal base no se observa un crecimiento de grano excesivo debido al efecto del gas de protección sobre la cara de la soldadura en comparación con la zona media, esto puede atribuirse a la mayor concentración de calor en esta última zona.

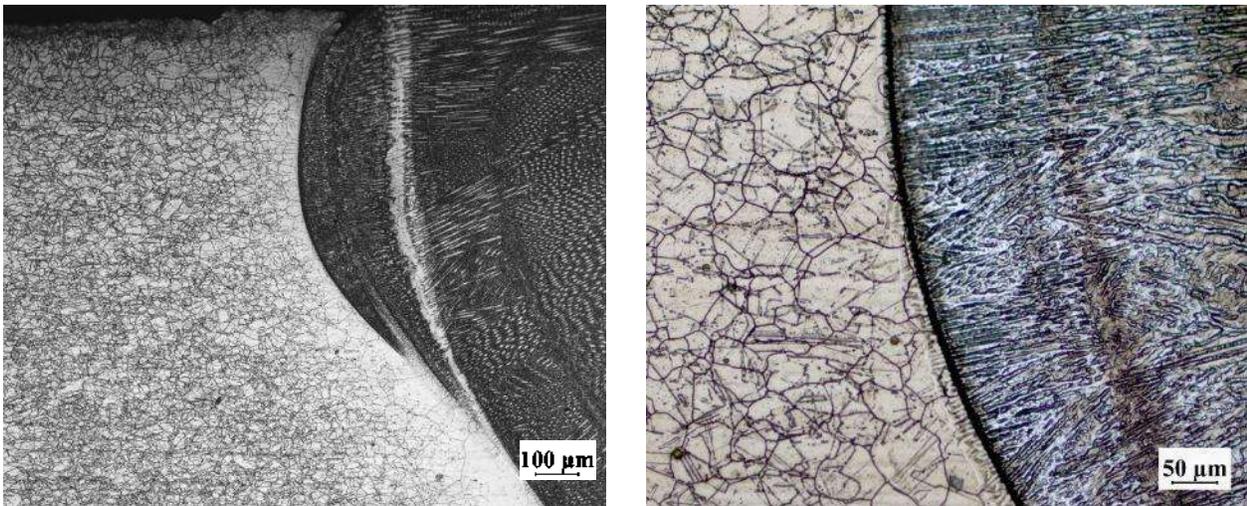


Figura 4.11. Imágenes por microscopía óptica de la zona superior de la interfase entre el cordón de soldadura y la aleación Inconel 600.

La figura 4.12 a y b, muestra micrografías en MEB de la línea de fusión, dónde en la figura 4.12a puede observarse claramente el crecimiento epitaxial del grano y esto se debe a que la solidificación ocurre a partir del sustrato que posee la misma orientación cristalográfica en la zona parcialmente fundida y esto es algo buscado para tener buena continuidad entre el metal base y el metal de soldadura. La figura 4.12b, a mayores magnificaciones permite observar los carburos de niobio y titanio, así como algunos compuestos intermetálicos cromo-niobio-titanio que se alojan en los espacios interdendríticos debido a la segregación elemental durante la solidificación y fueron corroborados mediante los análisis por EDS que se muestran en la figura 4.12d, .4.12e y 4.12f.

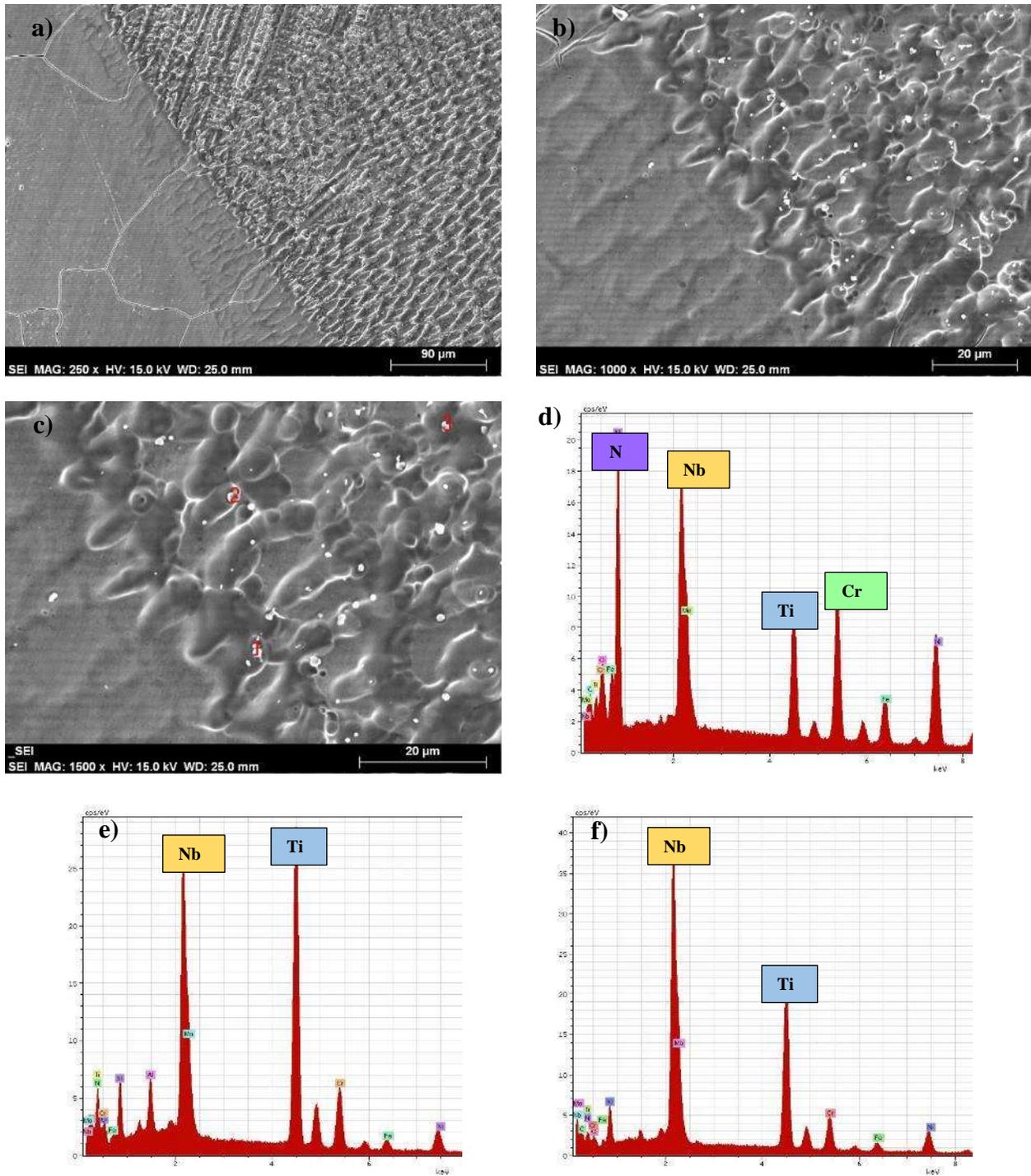


Figura 4.12. Micrografías por microscopía electrónica de barrido de la zona superior de la interfase entre el cordón de soldadura y la aleación Inconel 600, a) 250x, b) 1000x, c) Señalización para análisis puntual de composición a 1500x, d) Análisis EDS de partícula no. 1, e) Análisis EDS de partícula no. 2, f) Análisis EDS de partícula no. 3.

4.4.2 Zona central Inconel – Cordón

Para la parte central de la interfase, se presentó un crecimiento de grano que puede ser observado en la figura 4.13, que puede atribuirse a un calentamiento excesivo en esa zona con respecto a la superior y la inferior por las fuerzas convectivas al momento de realizarse la soldadura así como a la tasa de extracción de calor debido a la placa de respaldo que se tenía en la parte anterior al momento de realizar la soldadura mientras en la parte superior existía un efecto refrigerante debido al gas de protección.

La mayoría de los problemas mencionados anteriormente ocurren en la aleación durante la fusión en la soldadura y son atribuidos a la solidificación o al alto calor de aporte.

Puede observarse un crecimiento epitaxial, después de solidificar en los granos parcialmente fundidos, seguido de un crecimiento columnar competitivo. Se aprecia que además que solidifica en la parte posterior, porque al principio de la solución tiene mayor pureza que otros límites de grano que puedan estar en el centro. Ya que lo que no se alcanza a disolver en la matriz se va segregando al límite de grano, pero es poca la segregación del material base.

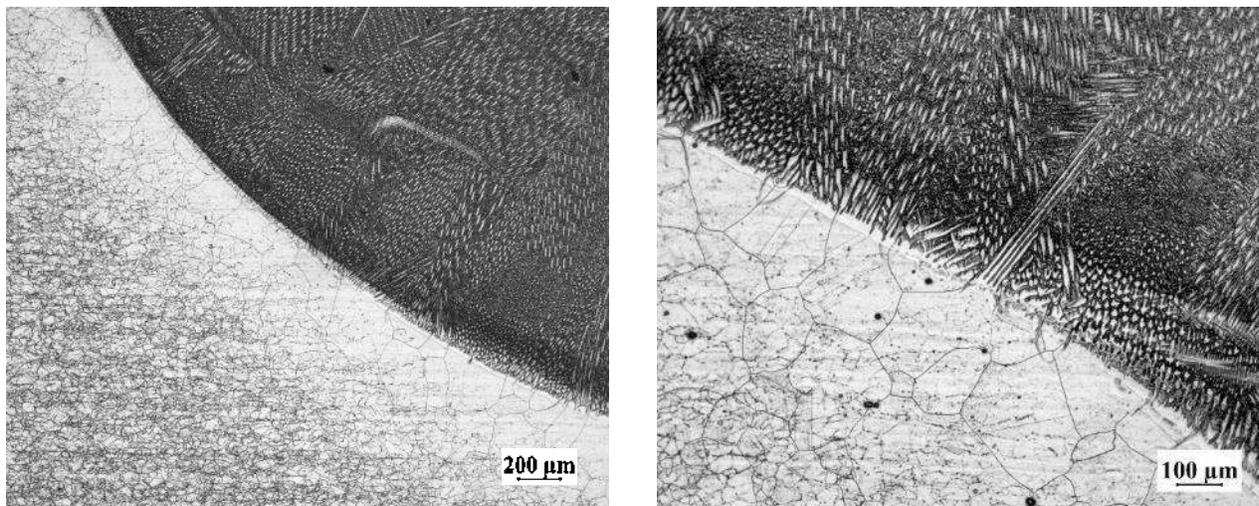


Figura 4.13. Imágenes por microscopía óptica de la zona central de la interfase entre el cordón de soldadura y la aleación Inconel 600.

La figura 4.14, presenta micrografías en MEB cercanas a la línea de fusión y a mayores magnificaciones pueden observarse los compuestos intermetálicos que se alojan en los espacios interdendríticos, los cuáles fueron analizados mediante EDS donde se encontró que son compuestos intermetálicos compuestos principalmente de niobio y titanio como lo muestra la figura 4.14d y que también contiene aluminio como se muestra en la figura 4.14e que se asume proviene de la composición que tiene el Inconel 600, la figura 4.14f nos muestra que también se tiene presencia de compuesto intermetálicos níquel-niobio elemento proveniente en gran medida del metal de aporte.

La ZAT algunas veces presenta precipitación de carburo ricos en cromo y crecimiento durante la soldadura, lo cual reduce la resistencia a la corrosión y la ductilidad en la ZAT.

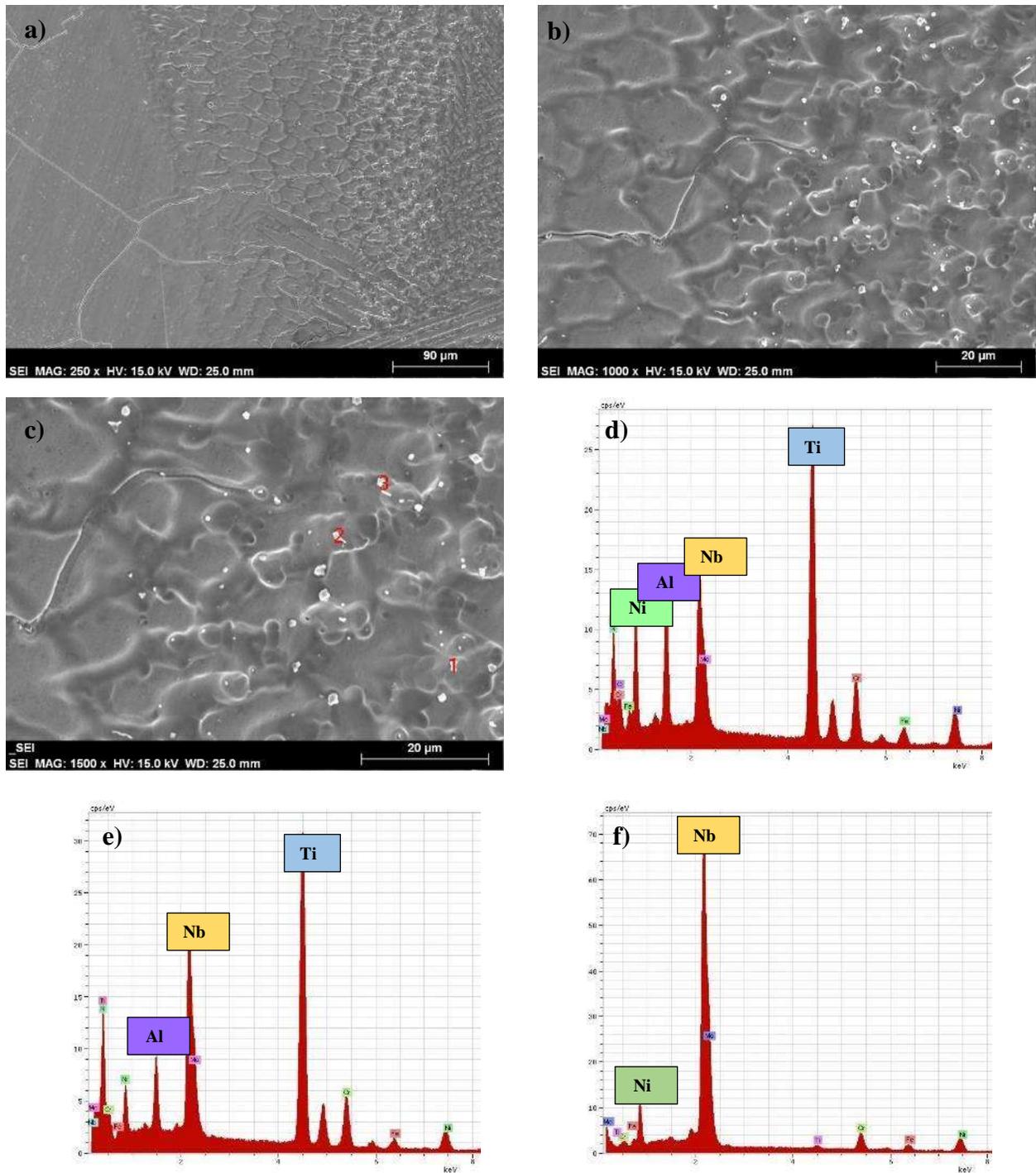


Figura 4.14. Micrografías por microscopía electrónica de barrido de la zona central de la interfase entre el cordón de soldadura y la aleación Inconel 600, a) 250x, b) 1000x, c) Señalización para análisis puntual de composición a 1500x, d) Análisis EDS de partícula no. 1, e) Análisis EDS de partícula no. 2, f) Análisis EDS de partícula no. 3.

4.4.3 Zona inferior Inconel – Cordón

En la figura 4.15, pueden observarse imágenes de la interfase inferior entre el Inconel 600 y el metal de aporte por microscopía óptica, en la cual puede verse que el tamaño de grano es comparable con el que se tiene en todo el material, la zona de no mezcla es casi nula y puede asociarse al tiempo de enfriamiento que se tuvo debido a que las fuerzas convectivas que generan el arco eléctrico no alcanzan a calentar la ZAT en exceso por la extracción de calor mediante la placa de respaldo y por eso no se presenta un crecimiento de grano.

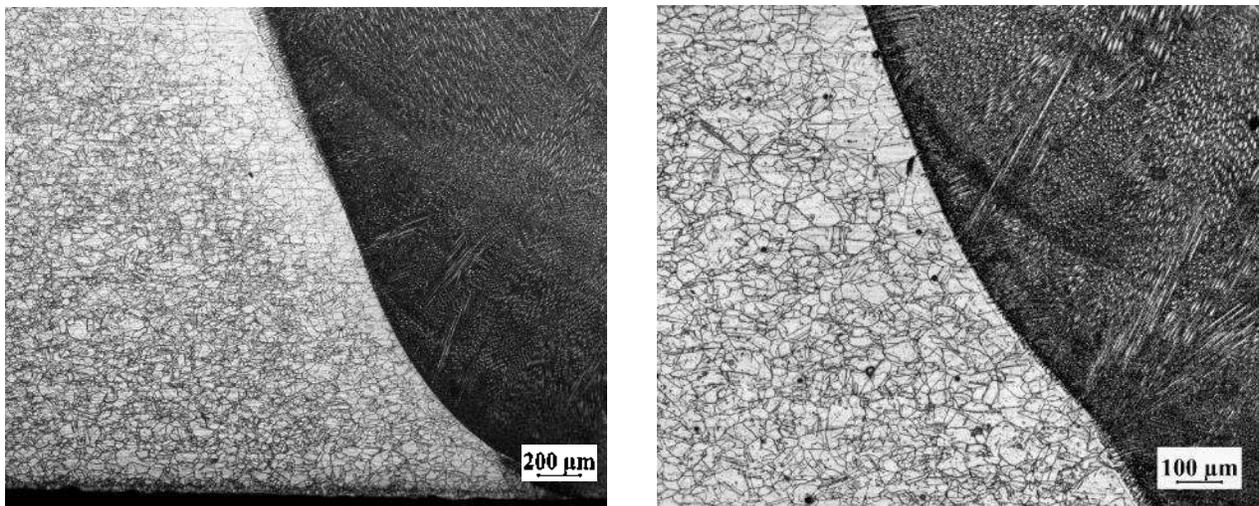


Figura 4.15. Imágenes por microscopía óptica de la zona inferior de la interfase entre el cordón de soldadura y la aleación Inconel 600.

La figura 4.16 muestra micrografías vistas por MEB de la microestructura de la unión soldada. Es observable la naturaleza del crecimiento epitaxial que es algo deseable en cualquier unión soldada y la morfología denotada por las dendritas con la presencia de fases secundarias que precipitan en los espacios interdendrítico. Para determinar la naturaleza de los precipitados, se hicieron análisis de esas partículas por EDS, donde se comprobó la composición de estos compuestos mostrando la figura 4.16d la presencia de compuestos intermetálicos níquel-niobio y las figuras 4.16e y 4.16f la presencia de compuestos intermetálicos ricos en niobio-cromo.

Estos resultados concuerdan con las investigaciones hechas por otros autores [4, 29], que de igual forma usaban el electrodo ERNiCrMo-3.

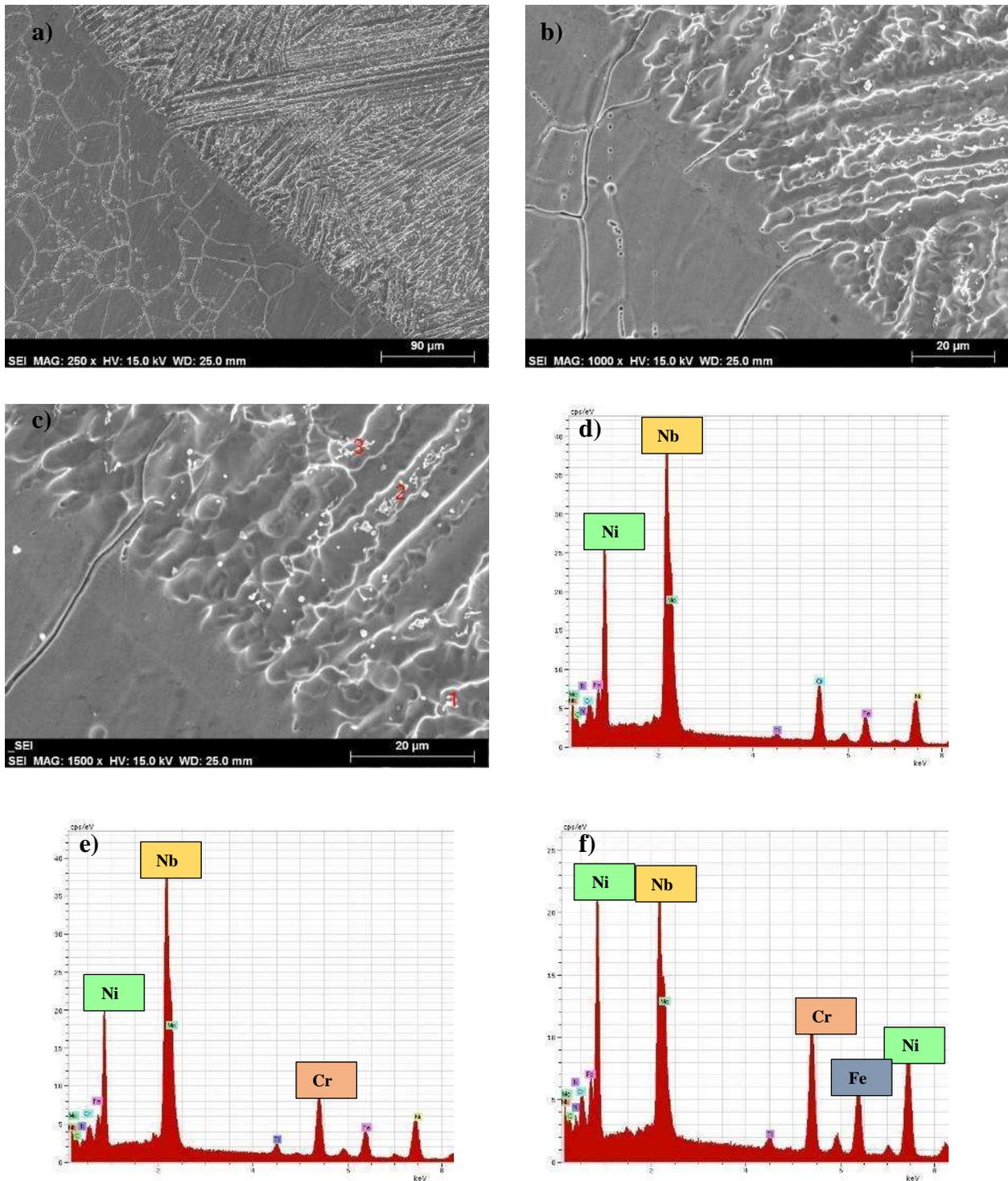


Figura 4.16. Micrografías por microscopía electrónica de barrido de la zona inferior de la interfase entre el cordón de soldadura y la aleación Inconel 600, a) 250x, b) 1000x, c) Señalización para análisis puntual de composición a 1500x, d) Análisis EDS de partícula no. 1, e) Análisis EDS de partícula no. 2, f) Análisis EDS de partícula no. 3.

4.4.4 Zona superior Cordón

La figura 4.17 representa la parte superior de la unión soldada. La zona de fusión consiste en estructura de granos equiaxiales con crecimiento columnar dendrítico hacia la parte de la sobremonta. Es también observado que el crecimiento dendrítico es perpendicular a la dirección de la soldadura del lado derecho de la imagen proveniente del Inconel 600. En general, la dendrita está orientada generalmente en la dirección de la solidificación de la soldadura.

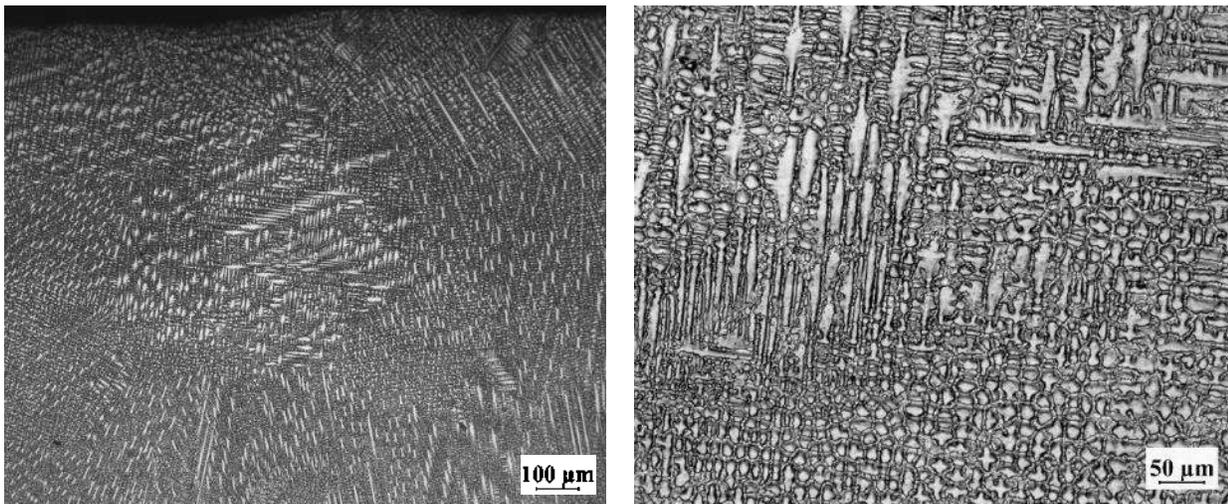


Figura 4.17. Imágenes por microscopía óptica de la zona superior del cordón de soldadura.

En la figura 4.18, se pueden observar imágenes obtenidas por microscopía electrónica de barrido, en la figura 4.18a son observables partículas de gran tamaño en donde el mapeo elemental en la figura 4.18b indica los elementos que se presentan y que en las regiones interdendríticas existe enriquecimiento de Mo observable en la figura 4.18c y empobrecimiento en Ni observable en la figura 4.18e. La precipitación de carburos $M_{23}C_6$ predomina en las regiones interdendríticas y es debido a la segregación de Mo durante la solidificación algo que es observable en la figura 4.18d presentada en color azul.

También hay presencia de carburos de titanio, los cuáles existen debido a la baja solubilidad que tiene el titanio en aleaciones base níquel.

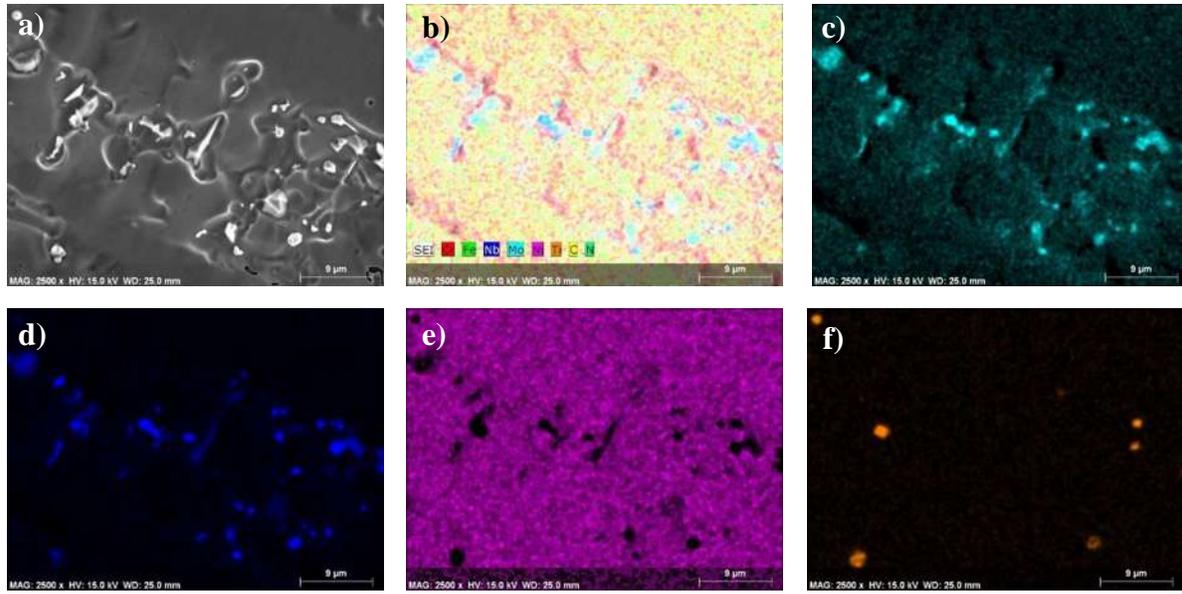


Figura 4.18. Mapeo de la zona superior del cordón de soldadura, a) 2500x, b) Mapeo EDS para c) Mo, d) Nb, e) Ni, e) Ti, respectivamente.

4.4.5 Zona central Cordón

En la figura 4.19, se puede observar ver imágenes por microscopía óptica del cordón de soldadura en su parte central, donde se observa un crecimiento columnar dendrítico que está orientado a la parte superior, donde estaba la fuente de calor.

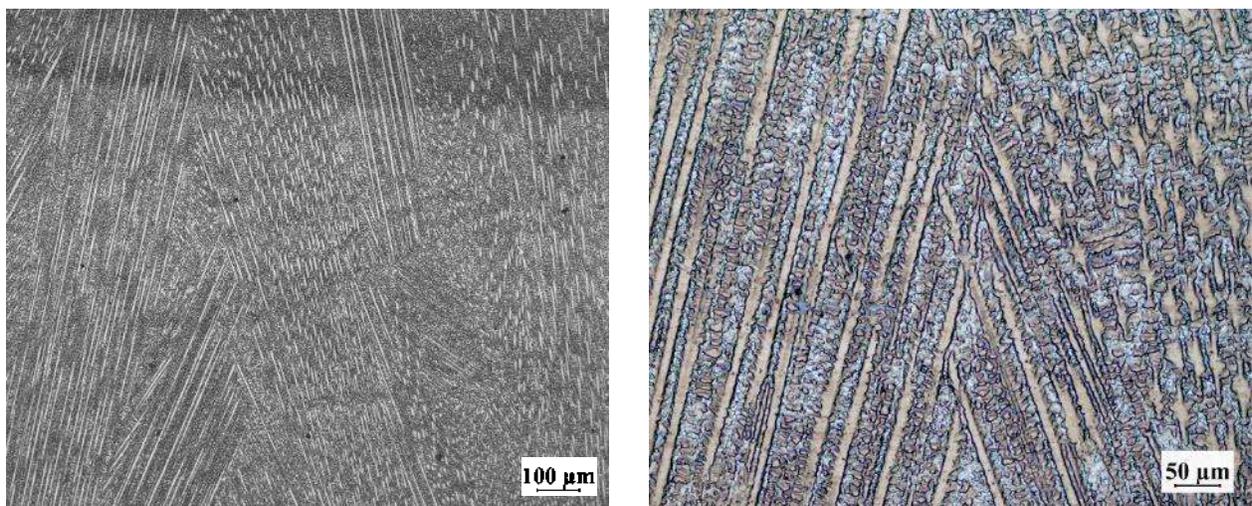


Figura 4.19. Imágenes por microscopía óptica de la zona central del cordón de soldadura.

El análisis mediante microscopía electrónica de barrido puede observarse en la figura 4.20, donde desde 1000x aumentos puede notarse el gran número de compuestos intermetálicos que se alojan en los espacios interdendríticos. Estos compuestos presentan una composición niobio-titanio lo cuál se confirma con los EDS de las figuras 4.20d y 4.20f. Aunque también existe la presencia de carburos de niobio como lo muestra el EDS de la figura 4.20e.

Estas fases llevan a un endurecimiento en la región de soldadura. El presente estudio confirma que la aleación 600 presenta fases enriquecidas en Mo cuando el metal de aporte empleado es ERNiCrMo-3. Se llevó a cabo análisis EDS para evaluar la microsegregación de elementos tales como Cr, Mo, W y Fe, así como de Ni en la zona de fusión. La presencia de 13.5% de Mo en el metal de aporte es el mayor responsable de la segregación de Mo en las regiones interdendríticas del cordón de soldadura.

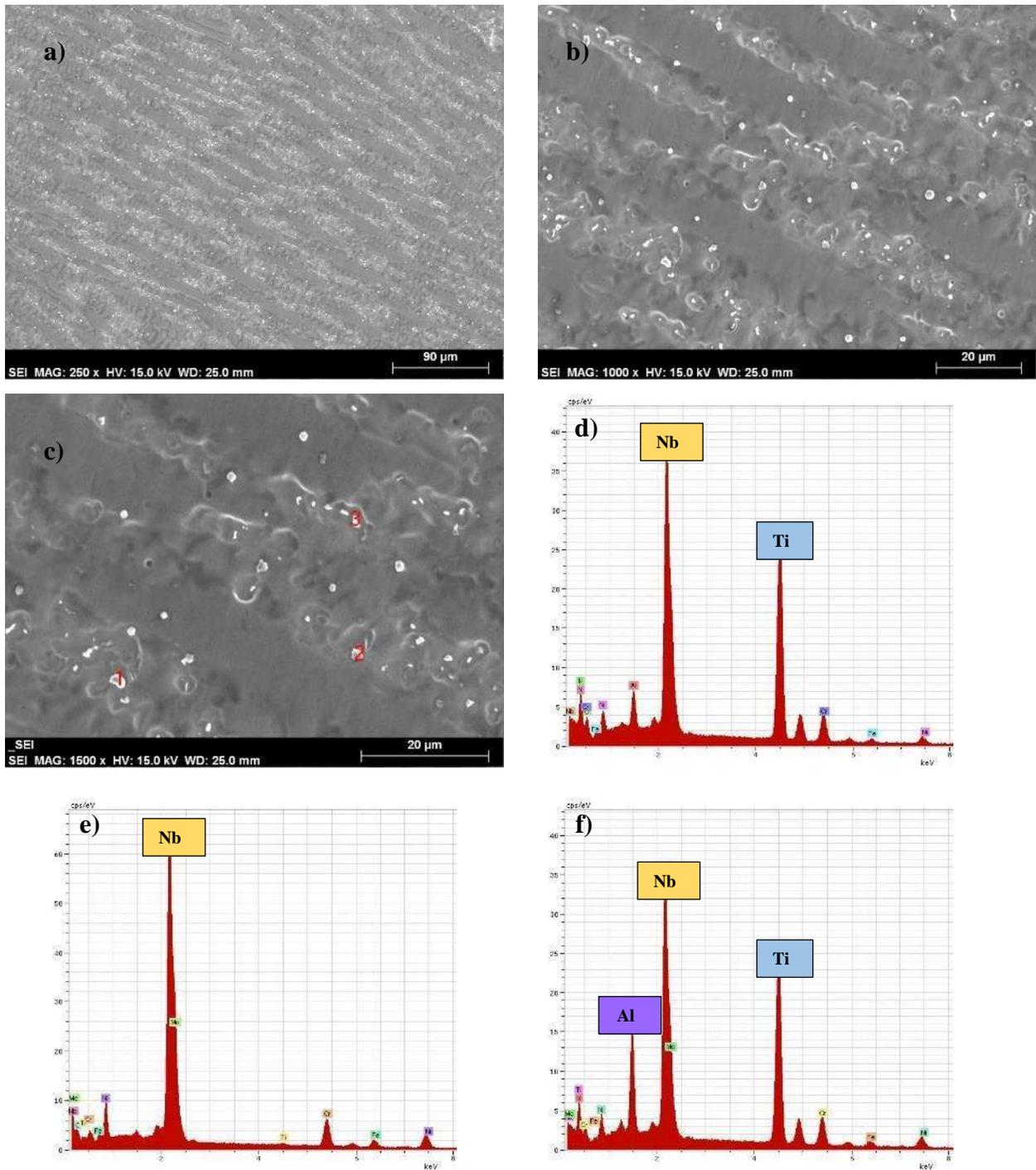


Figura 4.20. Micrografías por microscopía electrónica de barrido de la zona central del cordón de soldadura, a) 250x, b) 1000x, c) Señalización para análisis puntual de composición a 1500x, d) Análisis EDS de partícula no. 1, e) Análisis EDS de partícula no. 2, f) Análisis EDS de partícula no. 3.

4.4.6 Zona inferior Cordón

La parte inferior del cordón de soldadura presenta crecimiento columnar dendrítico no continuo que puede deberse al gradiente térmico en la zona de fusión.

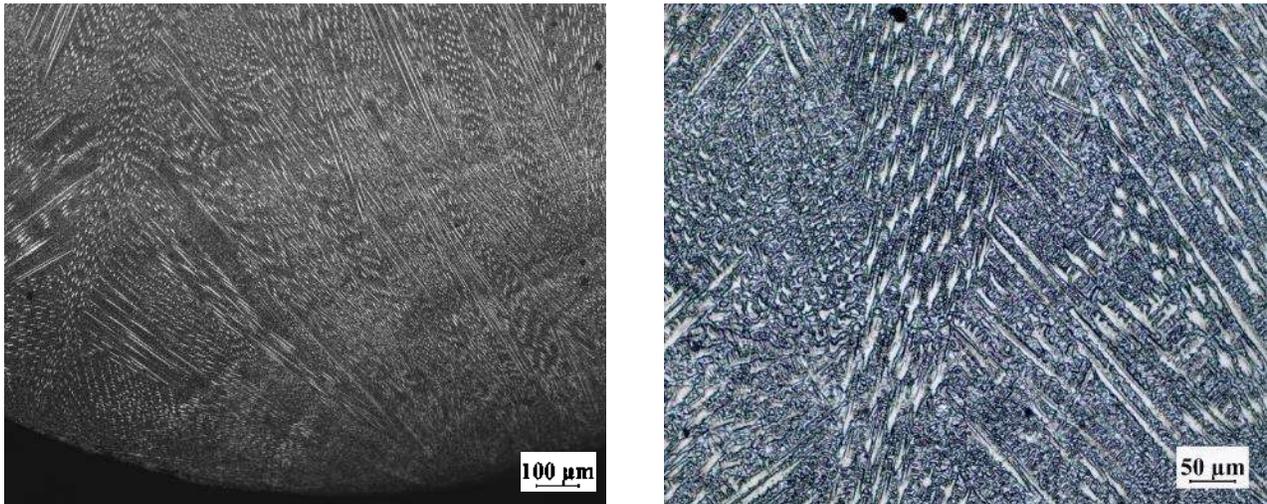


Figura 4.21. Imágenes por microscopía óptica de la zona inferior del cordón de soldadura.

De igual forma como en todo el cordón. La examinación de la microestructura evidencia la presencia de fases secundarias enriquecidas en Mo que se presentan en las regiones interdendríticas de la zona de fusión como se muestra en la figura 4.22b. Con fases empobrecidas de Ni y presencia de carburos de titanio debido a la pobre a la baja solubilidad de este en la aleación, y compuestos intermetálicos enriquecidos de niobio debido a la saturación por el contenido que presenta el metal de aporte y que podemos comprobar en los EDS de las figura 4.22c, 4.22d y 4.22f los cuáles concuerdan con los EDS que han sido realizados en los análisis de las distintas partes del cordón de soldadura.

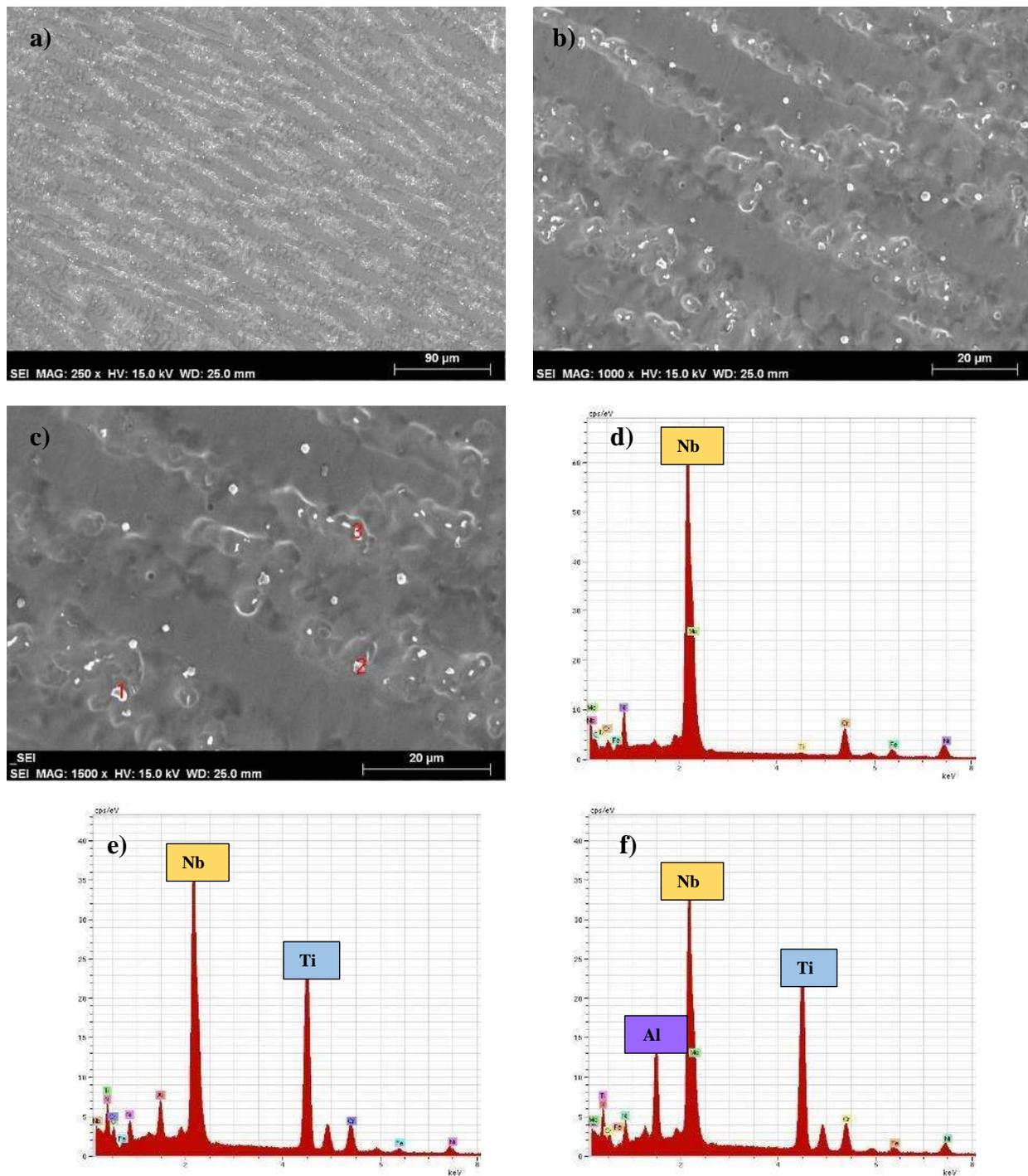


Figura 4.22. Micrografías por microscopía electrónica de barrido de la zona inferior del cordón de soldadura, a) 250x, b) 1000x, c) Señalización para análisis puntual de composición a 1500x, d) Análisis EDS de partícula no. 1, e) Análisis EDS de partícula no. 2, f) Análisis EDS de partícula no. 3.

4.4.7 Zona superior AL6XN – Cordón

En la figura 4.23, puede observarse una micrografía observada en el microscopio óptico donde claramente se pueden identificar el cordón de soldadura, la zona de no mezcla y la interfase con el material base.

Hay una variación en el tamaño de grano de la austenita que se encuentra en las superficies de las placas debido a que están en contacto con los rodillos de laminación al momento de su elaboración en comparación de cuando se acerca más al centro del material, se presenta una zona de no mezcla más amplia que en la interfase con el Inconel 600 y para la solidificación del cordón de soldadura se nota un crecimiento columnar dendrítico homogéneo hacia la fuente de calor.

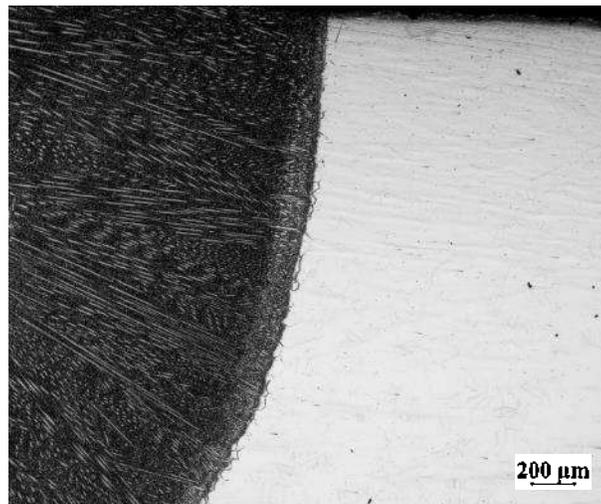


Figura 4.23. Imágenes por microscopía óptica de la zona inferior de la interfase entre el cordón de soldadura y la aleación AL6XN.

El análisis de la interfase en esta zona mediante la microscopía electrónica de barrido, observable en la figura 4.24, puede notarse una concentración muy baja de carburos en comparación en la interfase del cordón de soldadura y el Inconel 600, pero que, de igual forma, las partículas que se analizaron mediante EDS en las figuras 4.24a y 4.24b presentan compuestos intermetálicos de niobio-cromo-titanio, así como compuestos con composición níquel-niobio-cromo.

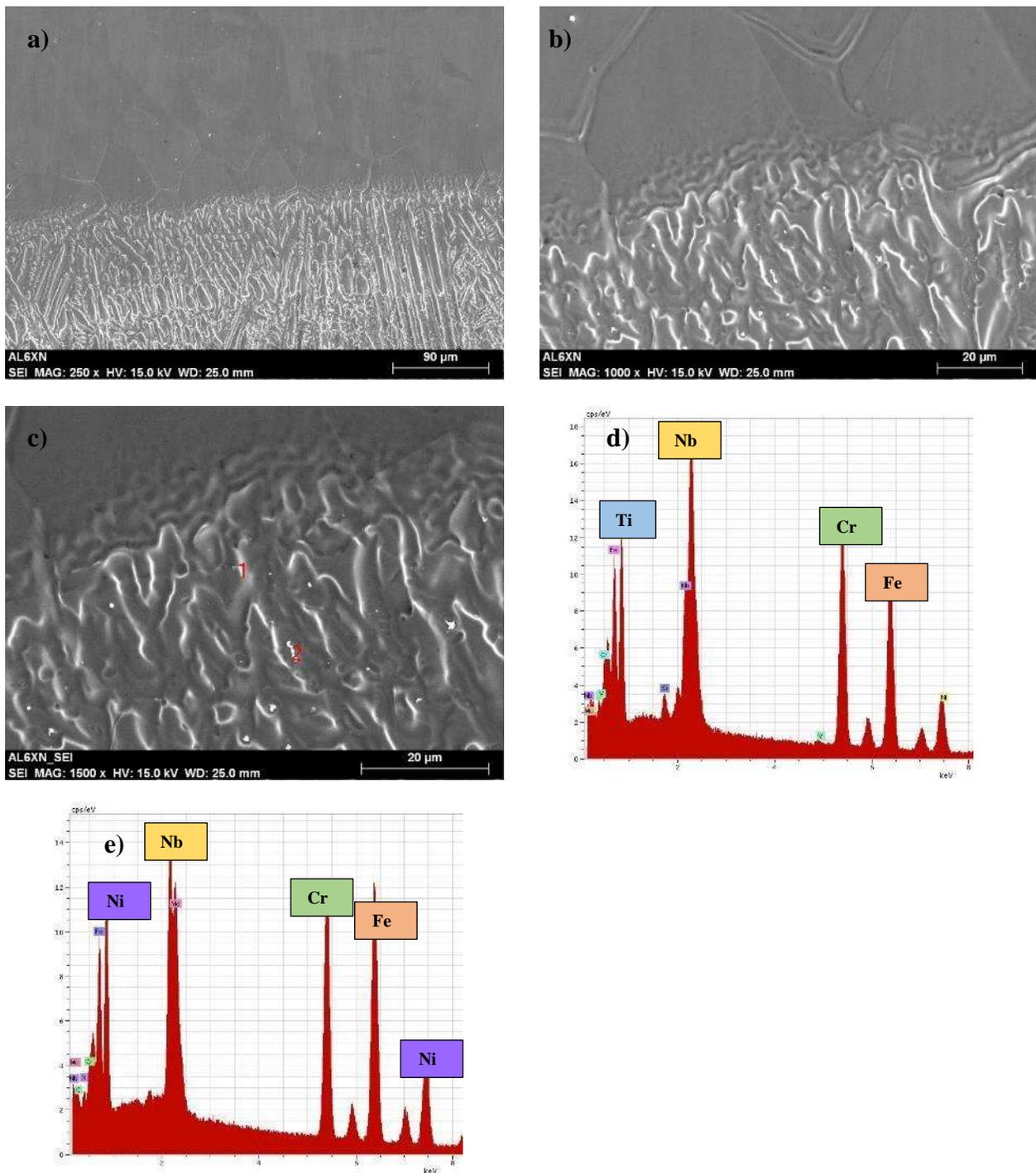


Figura 4.24. Micrografías por microscopía electrónica de barrido de la zona superior de la interfase entre el cordón de soldadura y la aleación AL6XN, a) 250x, b) 1000x, c) Señalización para análisis puntual de composición a 1500x, d) Análisis EDS de partícula no. 1, e) Análisis EDS de partícula no. 2.

4.4.8 Zona central AL6XN – Cordón

En la micrografía mostrada en la figura 4.25, se revela la interfase y se puede observar el tamaño de la zona de no mezcla en la línea de fusión. Estas zonas son resultado de la fusión y la fusión parcial de pequeñas porciones de los metales base, durante este proceso no hay mezcla con el metal de aporte. Se ha reportado que la zona de no mezcla es susceptible a ataque de picaduras debido al empobrecimiento de Mo [4].



Figura 4.25. Imágenes por microscopía óptica de la zona central de la interfase entre el cordón de soldadura y la aleación AL6XN.

A pesar de que la aleación AL6XN como otros aceros inoxidable tienen excelentes propiedades ante la corrosión, soldarlos degrada las aleaciones y empeora de gran forma su resistencia a la corrosión. Durante la solidificación en la soldadura, el molibdeno, que es el responsable del aumento en la resistencia a la corrosión, tiende a segregar hacia las regiones interdendríticas, resultando a que los espacios interdendríticos que están empobrecidos de molibdeno, son más susceptibles a picaduras, efecto que puede ser observado en la figura 4.26c, este empobrecimiento afecta el cordón soldadura en la zona de no mezcla como puede observarse en los mapeos que se muestran en la figura 4.26b y 4.26d, donde se pueden remarcar la concentración de los elementos antes mencionados.

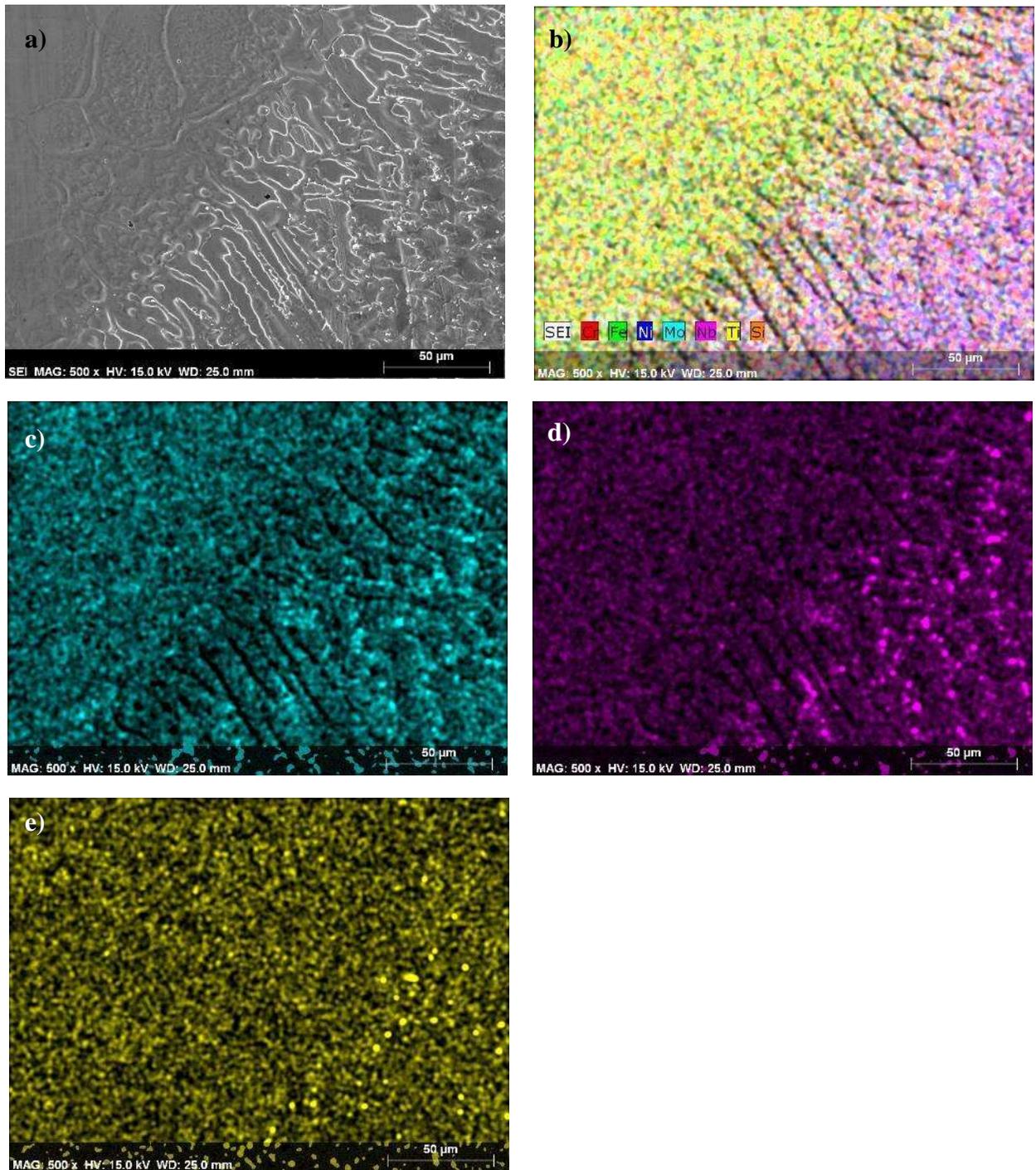


Figura 4.26. Mapeo por microscopía electrónica de barrido de la zona central de la interfase entre el cordón de soldadura y la aleación AL6XN, a) 500x, b) Mapeo completo, y se muestra por elemento c) Molibdeno, d) Niobio, e) Titanio.

4.4.9 Zona inferior AL6XN – Cordón

La interfase inferior entre el cordón de soldadura y el material base, puede observarse en la figura 4.27, donde de igual forma puede ser visible las marcas de bandeado que deja el proceso de laminación en el material base. También se observa como los ciclos térmicos del proceso de soldadura tienen un efecto mínimo en la microestructura ya que no se observa crecimiento de grano en la ZAT. La zona de no mezcla no está muy bien definida en algunas partes inferiores y se nota un arrastre de material base que no fue fundido.

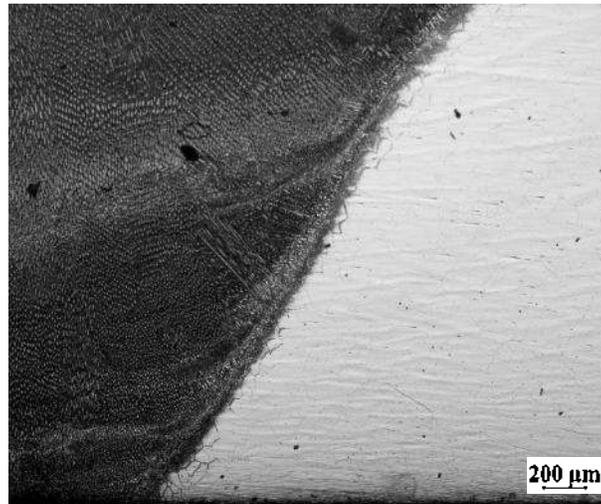


Figura 4.27. Imágenes por microscopía óptica de la zona inferior de la interfase entre el cordón de soldadura y la aleación AL6XN.

Al igual que en la zona superior de la interfase, la concentración de carburos en esta región es menor comparada con la zona central que a lo largo de toda la unión disímil, fue donde se sufrió la mayor concentración de calor. Por lo que podemos asociar la concentración y formación de carburos con el sobrecalentamiento que sufre la interfase, la zona de no mezcla crece y no hay una disolución completa y los elementos que segregan empiezan a formar carburos o compuestos intermetálicos.

La figura 4.28 contiene unas micrografías donde a 2500x aumentos, figura 4.28c, se observa una baja cantidad de partículas a las que se les realizó un análisis mediante EDS el cuál nos arrojó que la composición de estas partículas es consistente en las 3 analizadas y presenta una naturaleza de compuestos intermetálicos cromo-niobio-níquel, figuras 4.28d, 4.28e y 4.28f.

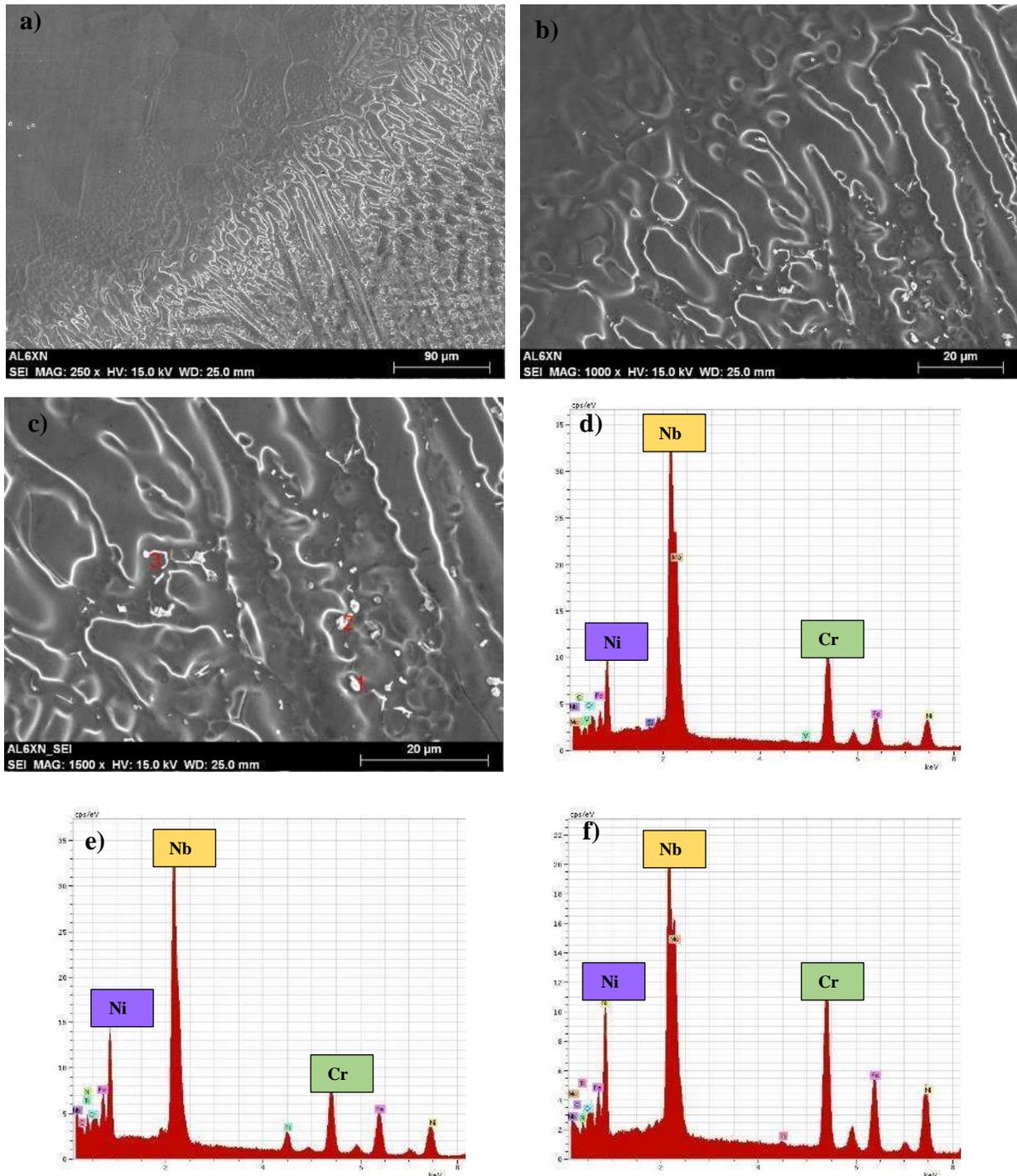


Figura 4.28. Micrografías por microscopía electrónica de barrido de la zona inferior de la interfase entre el cordón de soldadura y la aleación AL6XN, a) 250x, b) 1000x, c) Señalización para análisis puntual de composición a 1500x, d) Análisis EDS de partícula no. 1, e) Análisis EDS de partícula no. 2, f) Análisis EDS de partícula no. 3.

De la misma forma que en el material base AL6XN se encontró una región central que tenía una concentración muy alta de carburos y que se había atribuido al proceso de laminación que sufre el material ya que la zona central del material al momento de la laminación es la última en enfriarse, hacía el centro va segregando parte de soluto que no se puede disolver lo que daba como resultado la formación de estos carburos. En el material AL6XN soldado, se encontró de igual manera esta región en la parte central, en la que ya no se presentaban estos carburos, si no a su vez unos cráteres que pueden observarse en la figura 4.29, a los que se les realizó un mapeo que nos muestra una alta concentración de molibdeno en los cráteres que puede deberse a que son trazas de elemento que fueron dejadas por estos carburos y que pudieron desprenderse al momento de la preparación de la muestra.

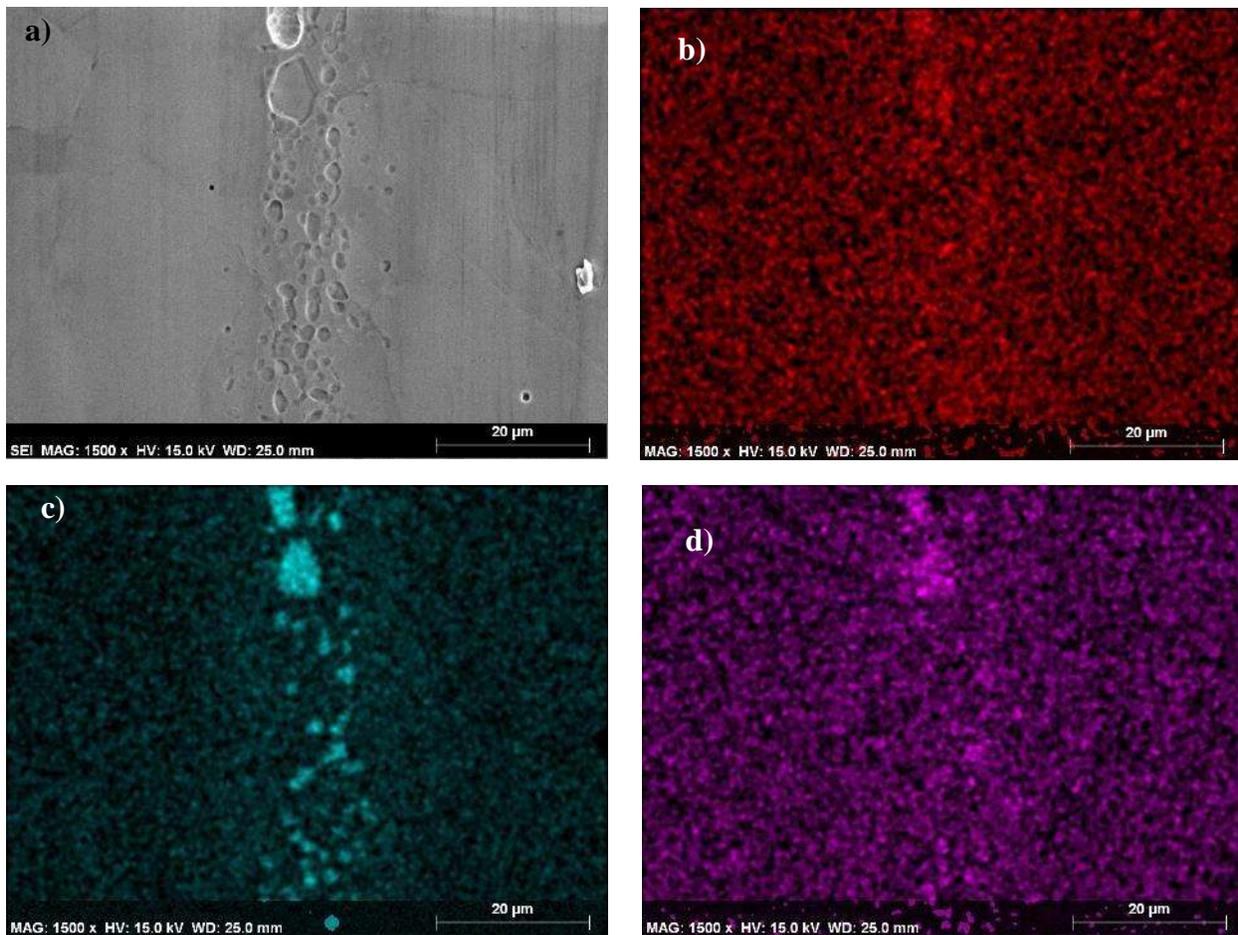


Figura 4.29. Mapeos zona central de la aleación AL6XN por microscopia electrónica de barrido, a) 1500x, por elemento se muestra b) Cromo, c) Molibdeno, d) Niobio.

4.5 Caracterización mecánica de las juntas soldadas.

4.5.1 Perfiles de microdureza.

Para las mediciones de microdureza se hicieron 3 barridos de forma horizontal con una separación equitativa entre cada barrido, con una distancia de 200 micrómetros entre indentaciones y al acercarse a la ZAT la distancia se redujo a 100 micrómetros. Se tomaron hasta llegar a 1.5 centímetros desde el centro del cordón de soldadura.

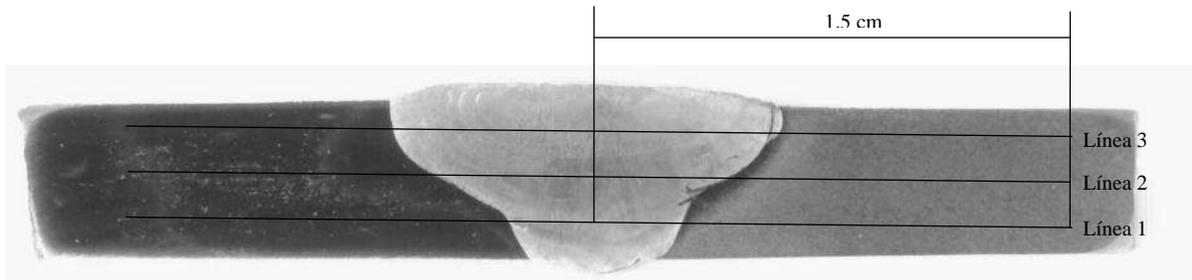


Figura 4.30. Macrografía con señalización de las líneas en las que se realizaron los barridos de microdureza.

En la figura 4.31 pueden verse las comparativas de los perfiles de microdureza en las 3 líneas en las que se realizaron las mediciones donde puede observarse que:

- Para el AL6XN: puede verse un incremento importante de un aproximado de 50 unidades en la dureza con respecto a las mediciones realizadas en el metal base.
- Para el cordón: se observan valores muy consistentes en los 3 barridos, siendo esta zona la que presenta mejor homogeneidad en sus propiedades y llega a variar en el barrido de la parte superior cerca de la interfase con el Inconel 600, lo que puede ser asociado a la zona disuelta no mezclada de amplio rango que se observa en la figura 4.11.
- Para el Inconel 600: se observan valores con un valor un poco constante y similar con respecto al observado en el material base, pero con una disminución en los 3 niveles de mediciones al estar próximos a la ZAT lo que podemos atribuir al crecimiento de grano que ocurre en esta zona y que puede ser visto en las micrografías.

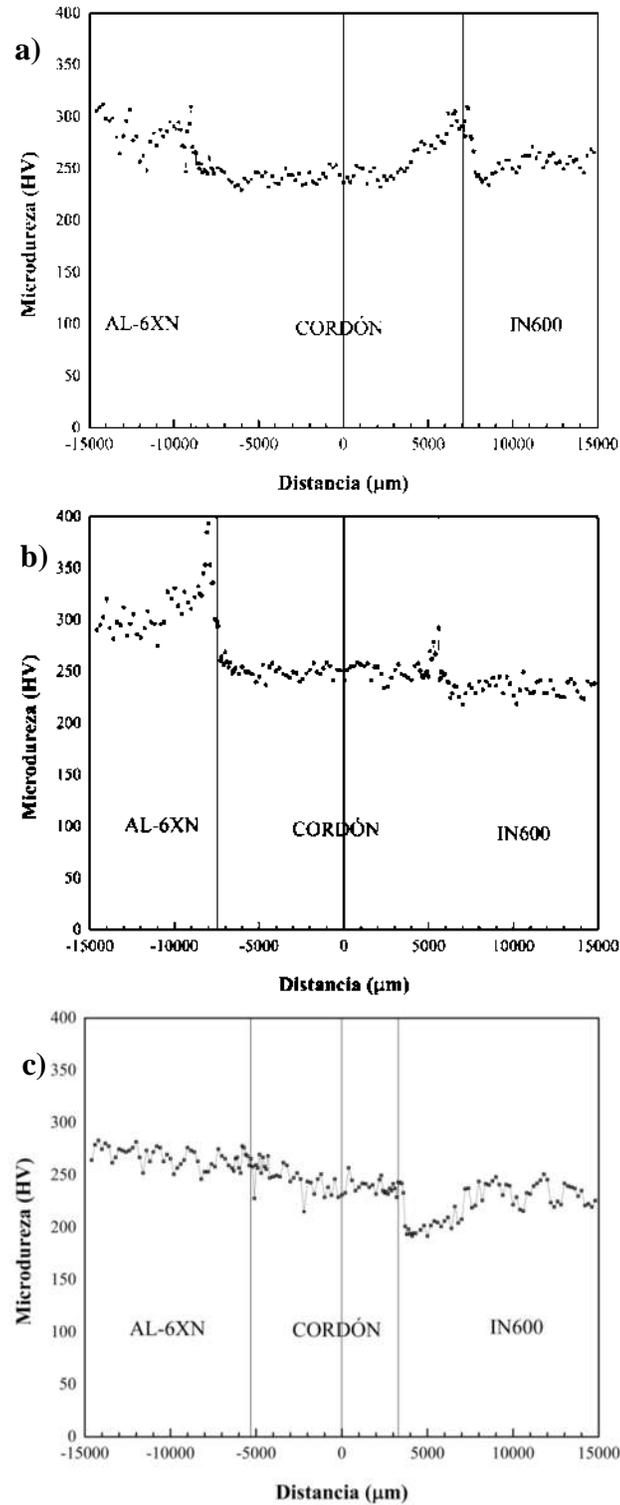


Figura 4.31. Perfiles de microdureza en el cordón de soldadura, a) Mediciones para línea 3, b) Línea 2 y c) Línea 1, respectivamente.

4.5.2 Resistencia a la tensión.

En la figura 4.32 se observan las dos gráficas que se obtuvieron en el ensayo de tracción realizado sobre la unión soldada dónde se obtuvieron valores muy parecidos a los de los materiales base obtenidos en trabajos anteriores en el grupo de estudio y en autores antes mencionados en este trabajo [4,9]. Lo que haría viable la hipótesis planteada en este proyecto de acuerdo a la comparación de esfuerzo absorbido.

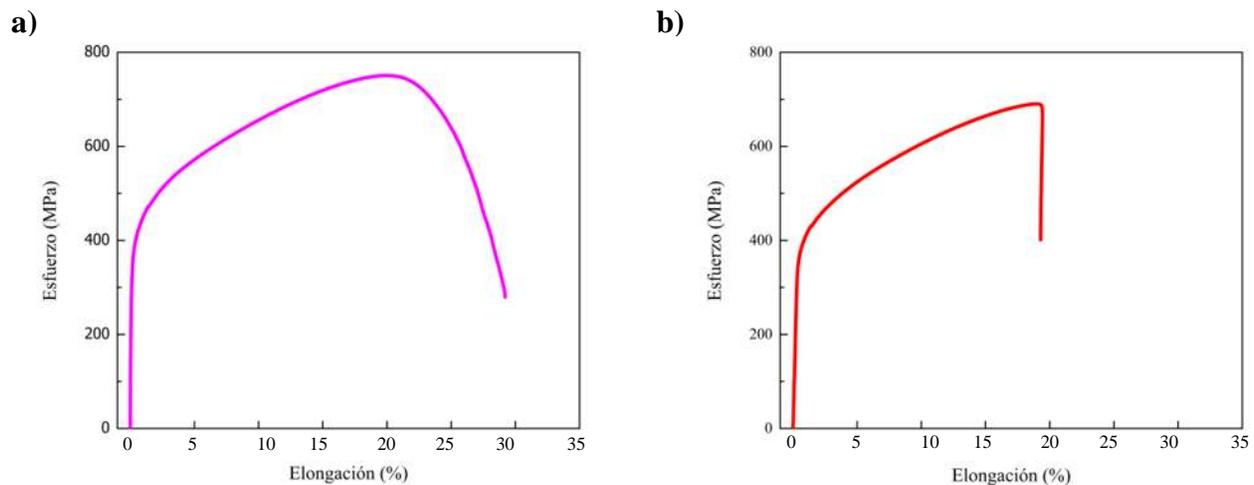


Figura 4.32. Curvas esfuerzo vs porcentaje de elongación de las probetas ensayadas a) Probeta 1, b) Probeta 2.

En la tabla 7 se muestran los valores promedios obtenidos de las probetas soldadura, donde se demuestran los valores muy similares en el esfuerzo obtenido por lo que la variación sería despreciable y también como se puede observar en las gráficas de la figura 4.32, presentan un porcentaje de elongación cercano al 30% en la primera probeta ensayada y aproximados al 20% de elongación para la segunda probeta según los datos adquiridos.

La falla ocurrió en el cordón del lado cercano al material base Inconel 600 debido al contenido de precipitados de composición similar a los presentados en el material Inconel 600, los cuáles, fueron precursores de microhuecos coalescentes como principales concentradores de esfuerzos y puntos de propagación de grietas, como puede observarse en el análisis bajo MEB.

Tabla 7. Resultados del ensayo de tracción en las probetas de soldadura.

	Tracción Máxima	Módulo de Young	Esfuerzo de fluencia
Probeta 1	690.26 MPa	104.790 MPa	370 MPa
Probeta 2	683.753 MPa	200 MPa	370 MPa

En la figura 4.33, observamos la macrografía de la probeta número 1 resultado del ensayo de tensión, la imagen está a 20x aumentos vista bajo el MEB.

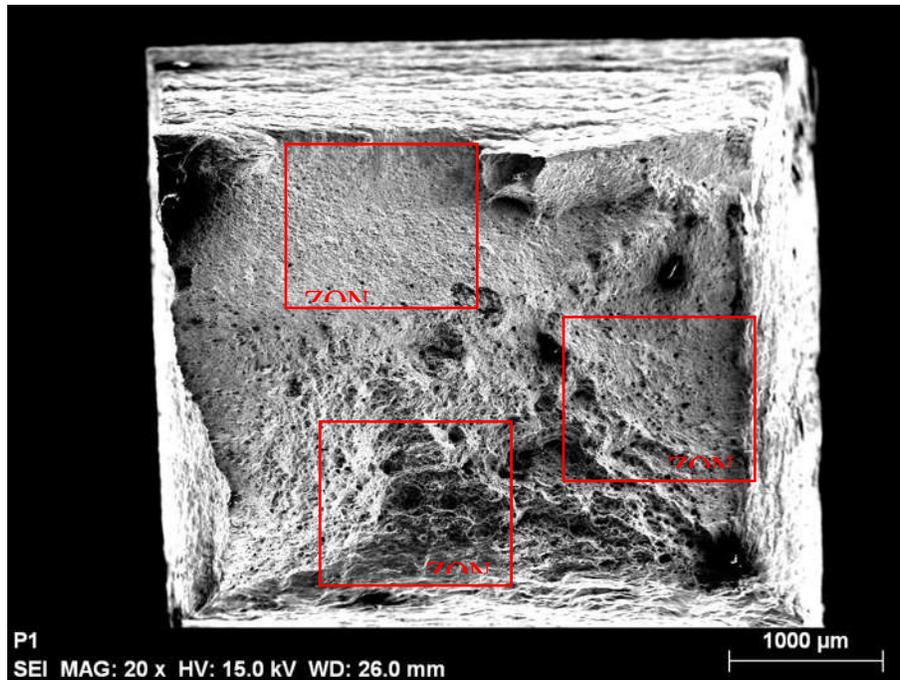


Figura 4.33. Macrografía de probeta ensayada para ensayo de tracción.

En la figura anterior se denotan 3 zonas en las cuáles se enfocó el análisis bajo el MEB y a continuación se presentan las imágenes obtenidas en dichas zonas, así como los análisis realizados sobre las partículas encontradas.

En la figura 4.34 podemos observar el análisis realizado en la zona 1 de la probeta, donde es visible la presencia de un gran número de microhuecos desde una micrografía de 250x aumentos como se puede apreciar en la figura 4.34a y que a 1000x aumentos se presentan con mayor claridad, figura 4.34b. Cuando nos acercamos a 2500x aumentos, como es visto en la figura 4.34c se puede ver el alargamiento que presentan los granos debido al carácter dúctil de esta fractura.

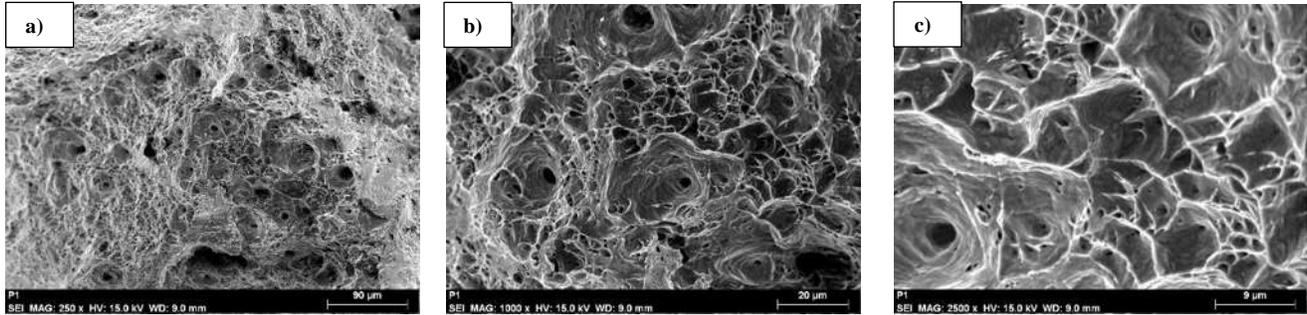


Figura 4.34. Micrografías de la zona 1 de probeta ensayada por ensayo de tracción vistas bajo MEB.

En la figura 4.35 presenta el análisis en la zona 2 de la probeta, en lo que se podría considerar como la zona de transición donde se puede observar la presencia de crestas, como en la figura 4.35a, dónde los microhuecos tienen un mayor tamaño debido a la concentración de esfuerzos en esta menor área, lo que provoca que estos microhuecos crezcan y se produzca una línea de avance de grieta como se puede apreciar con gran claridad en la figura 4.35c.

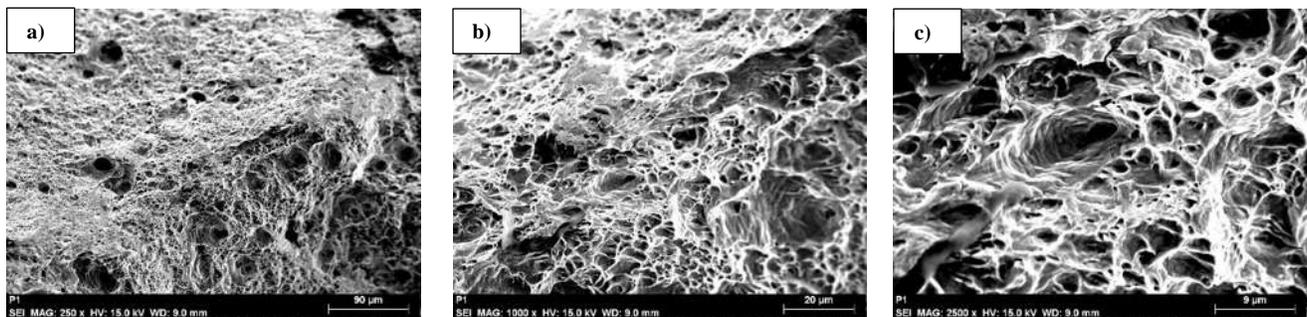


Figura 4.35. Micrografías de la zona 2 de probeta ensayada por ensayo de tracción vistas bajo MEB.

En la figura 4.36 podemos observar la zona 3 vista a diferentes aumentos en el MEB, en donde a grandes aumentos, 250x aumentos como lo muestra la figura 4.36a, el número de microhuecos es menos en comparación a las zonas anteriores y la deformación en los granos es menor lo que sería un indicativo distintivo de que la fractura en esta zona presenta un comportamiento frágil y que puede deberse a la coalescencia de los microhuecos en esta zona, como es visible en la figura 4.36b, al fondo de estos microhuecos crecidos se alojan partículas de gran tamaño que es donde se promueven los esfuerzos residuales lo que provocaría que el esfuerzo aplicado se concentre en estas partículas hasta que fracturen como se muestra en la figura 4.36c.

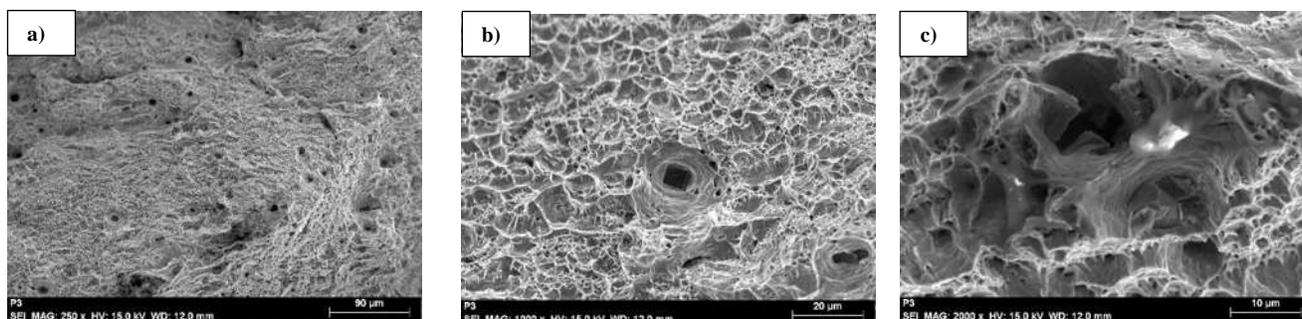


Figura 4.36. Micrografías de la zona 1 de probeta ensayada por ensayo de tracción vistas bajo MEB.

En la figura 4.37, se muestra el análisis por EDS de las partículas encontradas dentro de los microhuecos en estas zonas, las cuales presentan una composición constante con un alto contenido de titanio como elemento principal, donde los datos obtenidos del espectro nos muestran la misma composición estequiométrica de los carburos de titanio que se presentan en el material base Inconel 600 y que al igual que en el material base, estos carburos de titanio nos proveen una gran resistencia debido a su gran dureza y al servir como obstáculo durante la deformación del material, por lo que al alojarse en los microhuecos presentarían la resistencia final al momento de un esfuerzo de tracción considerablemente alto, absorbiendo arriba de las magnitudes de los 680 MPa, como se pudo ver en las gráficas de esfuerzo – elongación presentadas en la figura 4.32.

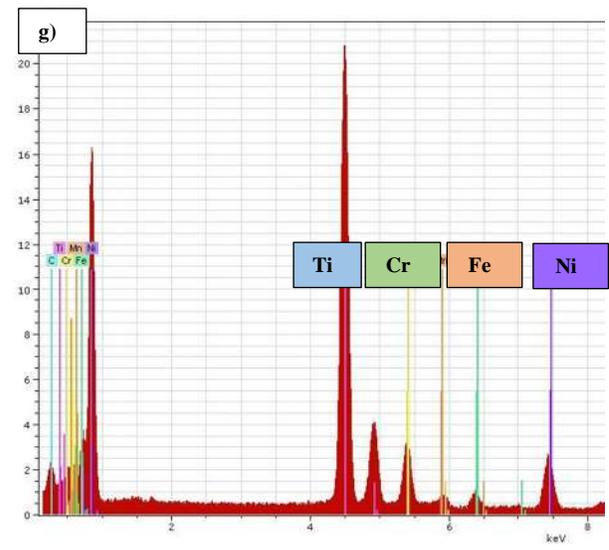
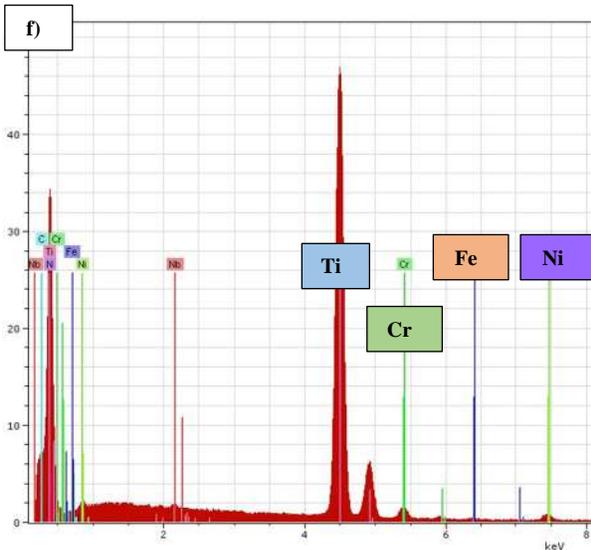
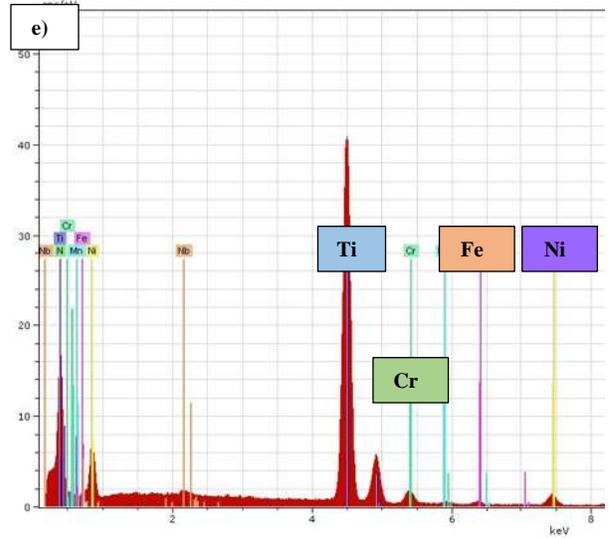
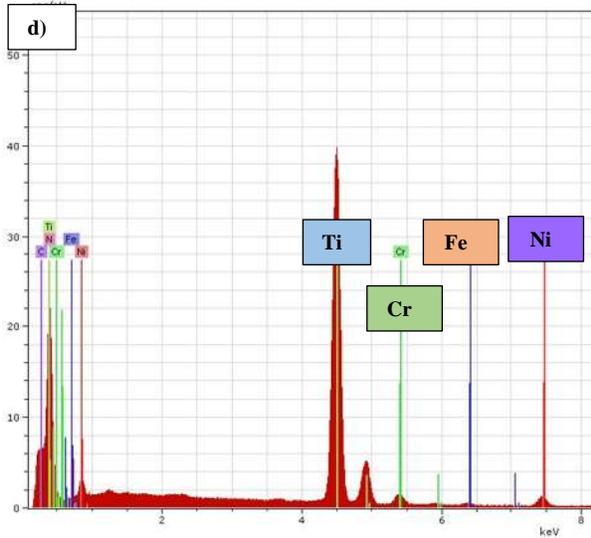
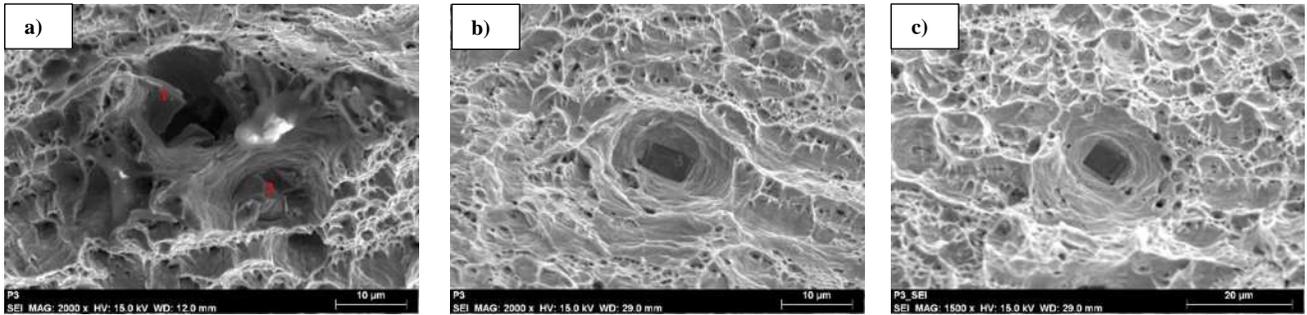


Figura 4.37. Análisis EDS donde a) Partículas encontradas en la zona 1, b) Partícula encontrada en la zona 2, c) Partícula encontrada en la zona 3, d) Análisis EDS de partícula no. 1, e) Análisis EDS de partícula no. 2, f) Análisis EDS de partícula no. 3, g) Análisis EDS de la partícula no. 4.

4.5.3 Ensayo de impacto Charpy

En la figura 4.38 podemos observar la gráfica para la prueba de impacto Charpy basada en la norma E23[30], en la gráfica observamos el promedio de las probetas ensayadas, fueron un total de 3 probetas ensayadas en donde se obtuvieron 450 mil datos para cada una.

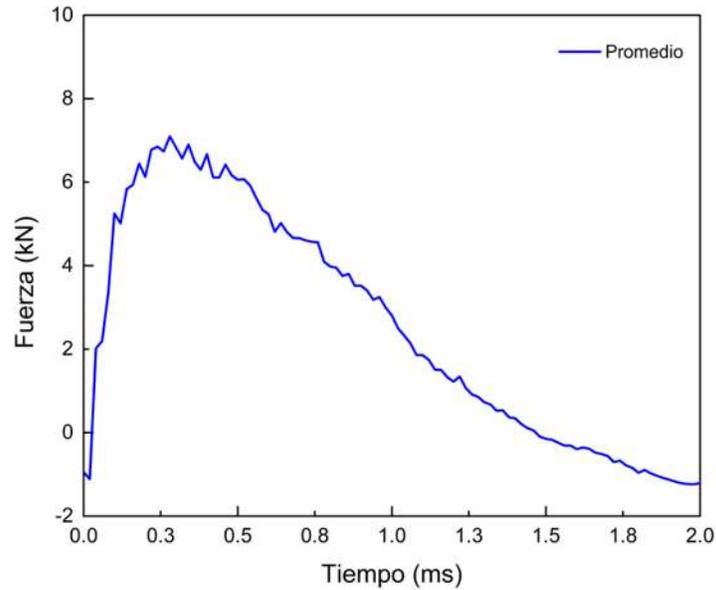


Figura 4.38. Gráfica promedio de las mediciones de impacto Charpy.

Realizando el análisis de la gráfica promedio, observando el comportamiento y la energía absorbida podemos concluir, de acuerdo al típico comportamiento de las gráficas que la norma ejemplifica, que la fractura que se presenta en las probetas es una fractura de tipo dúctil sin ningún cambio abrupto ni repentino de pendiente, también observamos que la fuerza de detención al final de es continúa a lo largo del eje X, lo cual nos muestra que la propagación de la grieta tomó un tiempo más largo que una fractura frágil [30].

En la figura 4.39 observamos una macrografía de la probeta de impacto número 2 que se ensayó, la imagen está a 15 aumentos vista en el MEB.

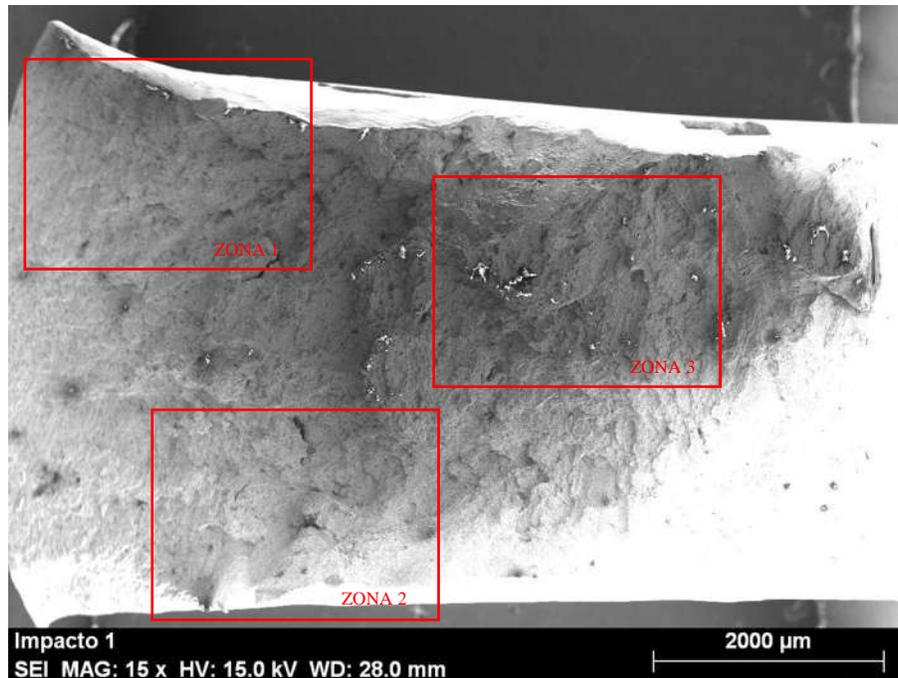


Figura 4.39. Macrografía de probeta ensayada para impacto Charpy.

Se realizó un análisis en 3 diferentes zonas de cada probeta como se ejemplifica en la figura 4.39.

El análisis que se muestra a continuación se divide mencionándose por número de zonas. Dónde en la zona 1 y zona 2 se analizaron partículas encontradas mediante EDS y en la zona 3 se enfocó el análisis mediante un mapeo elemental.

La figura 4.40 nos presenta micrografías de la zona 1 de la probeta ensayada donde en la figura 4.40b, la cual tiene 1000x aumentos, es claramente observable el esfuerzo aplicado en los granos típico de una fractura dúctil, y en la figura 4.40c que vemos a 2500x aumentos, puede observarse fracturas en los granos y partículas partidas. También se numeran los análisis puntuales mediante EDS que se realizaron en esa zona y que corresponden a los análisis observables en la figura 4.43a, 4.43b y 4.43c, los cuales corresponden a los mismos compuestos intermetálicos encontrados en las micrografías de la soldadura.

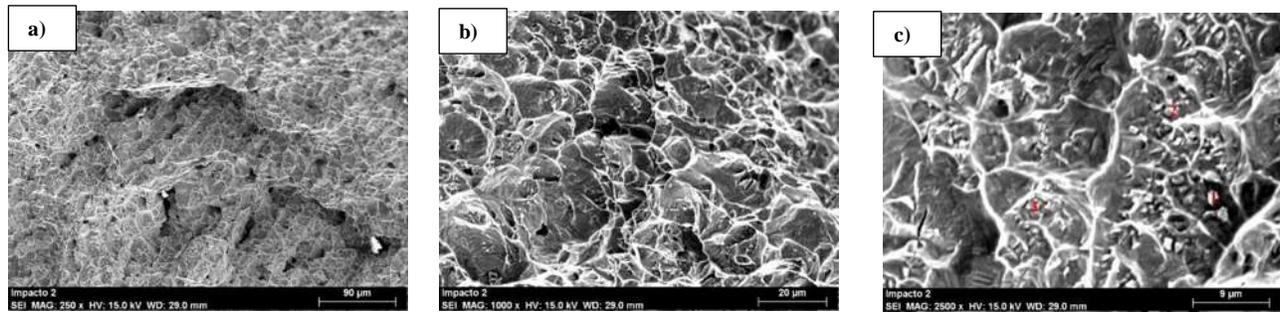


Figura 4.40. Micrografías de la zona 1 de probeta ensayada por Charpy vistas bajo MEB.

En la figura 4.41 podemos observar las micrografías de la zona 2 de la probeta, donde claramente hay una diferencia en la morfología que muestra la figura 4.41a respecto a la figura 4.41a que aunque ambas están a 250x aumentos, el cambio en la zona nos permite apreciar una fractura dúctil que absorbió gran cantidad de energía y continuó absorbiendo energía después de que los granos comenzaron a dividirse como lo muestra la figura 4.41c en donde se numeran los puntos en donde se realizó el análisis EDS. Estos análisis nos mostraron la presencia de compuestos intermetálicos de niobio-titanio y de niobio-cromo-molibdeno como lo arrojan en la figura 4.43d y 4.43f.

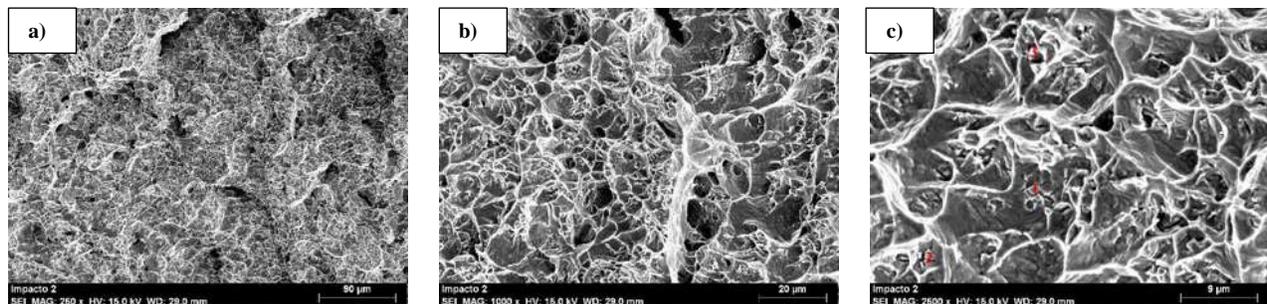


Figura 4.41. Micrografías de la zona 2 de probeta ensayada por Charpy vistas bajo MEB.

En la figura 4.42 podemos observar las micrografías de la zona 3 de la probeta, donde vemos un cambio en la morfología y el ángulo debido a la ubicación de la zona, y que en ciertas partes se observa que hay morfología de fractura dúctil-frágil, ya que es de la parte contraria de la muesca realizada en la probeta, por lo que sería lógico encontrar esta morfología que correspondería a la fuerza de paro en la gráfica de fuerza absorbida donde podemos ver en la figura 4.38 como disminuye de forma suave conforme va creciendo la grieta de forma dúctil al final de la probeta.

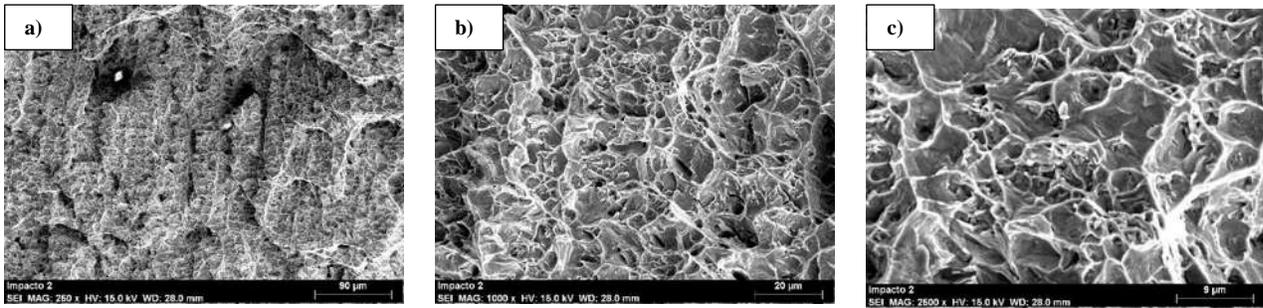


Figura 4.42. Micrografías de la zona 3 de probeta ensayada por Charpy vistas bajo MEB.

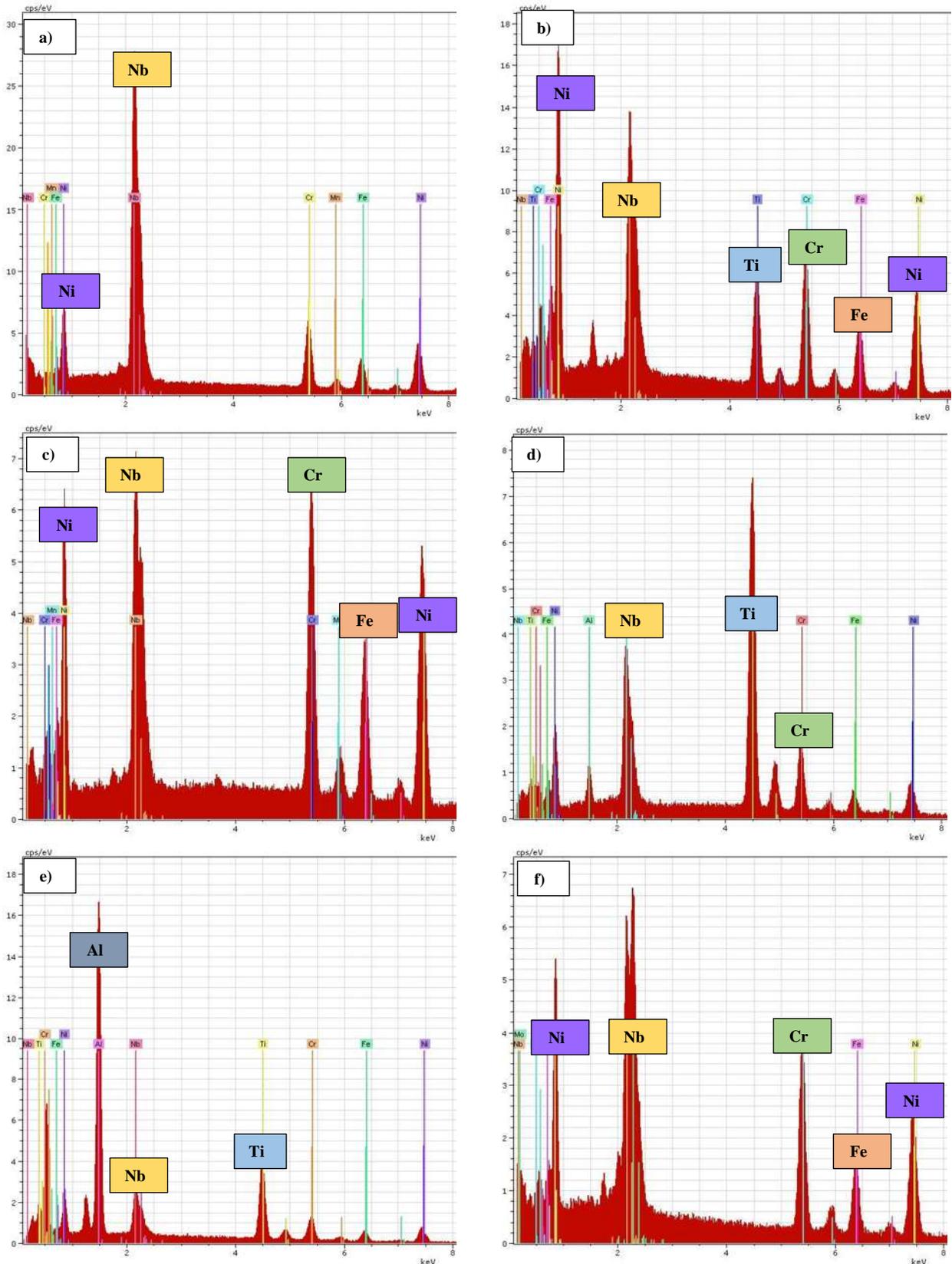


Figura 4.43. EDS de partículas encontradas en de probeta de impacto.

En la figura 4.44 podemos observar los resultados del mapeo realizado mediante el MEB, dónde podemos resaltar la alta concentración de partículas ricas en titanio, figura 4.44d, presente a lo largo de toda la región y también la presencia de partículas ricas en aluminio, figura 4.44e, que podemos asumir provienen de la composición que presenta el Inconel 600. Es de destacar como las figuras 4.44c y 4.44f nos muestran claramente la existencia de una línea continua de desprendimiento de partículas sin dejar trazas elementales, que podríamos atribuir a la gran resistencia de estas partículas que sin fracturarse se desprendieron completamente.

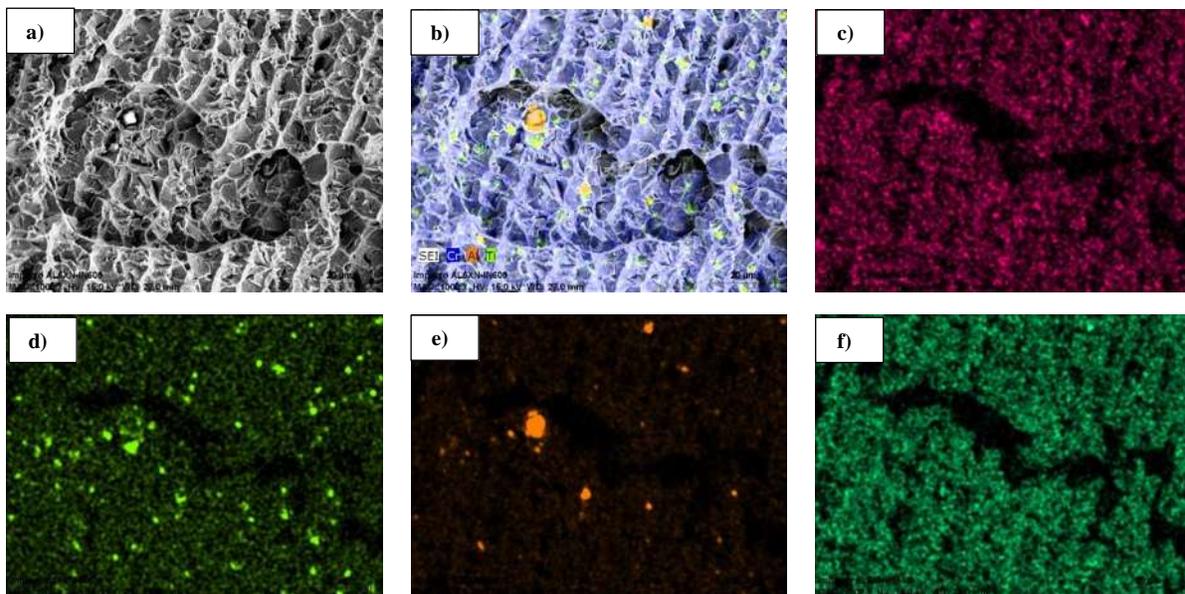


Figura 4.44. Mapeo elemental realizado en la zona 3 de la probeta. a) 2500x, b) Mapeo EDS para Cr, Al y Ti c) C, d) Ti, e) Al, e) Si, respectivamente.

La figura 4.44b nos muestra como hay una distribución homogénea del cromo a lo largo de la muestra y no se encuentran compuestos intermetálicos con este elemento que sería algo favorable ya que las propiedades del material ante medios corrosivos no verían afectación ni presentaría cambios importantes.

La tabla 7 muestra la composición de las partículas analizadas en la zona 1 observables en la figura 4.40c, y las gráficas EDS observables en la figura 4.43a, 4.43b y 4.43c.

Tabla 8. Composición cuantificada de las partículas halladas en zona 1.

Elemento	Partícula 1		Partícula 2		Partícula 3	
	(% en peso)	(% atómico)	(% en peso)	(% atómico)	(% en peso)	(% atómico)
Cromo	15.954	19.943	17.889	20.969	13.032	17.094
Hierro	14.249	16.584	13.856	15.121	10.334	12.618
Níquel	40.325	44.656	33.914	35.217	27.369	31.802
Niobio	24.647	17.242	21.391	14.033	50.971	37.416
Manganeso	1.328	1.5722			0.861	1.069
Titanio			11.515	14.658		

La tabla 8 muestra la composición de las partículas que se analizaron en la zona 2 y que podemos ver en la figura 4.41c, las gráficas EDS en la figura 4.43d, 4.43e y 4.43f corresponden a la composición mostrada a continuación.

Tabla 9. Composición cuantificada de las partículas halladas en zona 2.

Elemento	Partícula 1		Partícula 2		Partícula 3	
	(% en peso)	(% atómico)	(% en peso)	(% atómico)	(% en peso)	(% atómico)
Cromo	20.574	25.337	10.707	8.753	13.466	14.265
Hierro	12.473	14.302	7.068	5.380	6.492	6.403
Níquel	36.033	39.313	16.602	12.024	12.310	11.552
Niobio	18.768	12.936	12.047	5.512	21.942	13.009
Titanio			23.378	20.756	43.440	49.974
Aluminio			30.195	47.573	2.348	4.795
Molibdeno	12.149	8.109				

Capítulo 5. Conclusiones

1. Las variables utilizadas para la soldadura disímil AL6XN-Inconel 600 tratado térmicamente con material de aporte ERNiCrMo-3 fueron adecuadas, ya que hubo buena penetración con una sola pasada y el cordón visto microestructuralmente fue sano y no presentó defectos ni porosidades.
2. Los parámetros fueron adecuados para lograr que la soldadura con el material de aporte ERNiCrMo-3 tuviera al menos 250 Vickers en su microdureza.
3. La zona de no mezcla en la interfaz de la zona soldadura y el material base AL6XN tiene una amplitud de poco rango y la microestructura no presenta cambios importantes con respecto a lo observado en el material base.
4. A pesar de que existe un crecimiento en el grano en la interfase entre la zona soldada y el Inconel 600 en la parte central, no presenta cambios significativos en la microdureza obtenida.
5. Los ensayos de tracción nos muestran que el esfuerzo máximo ronda entre los 680 a 700 MPa que entran en el rango de eficiencia previsto en las metas científicas.
6. Las fases secundarias que se presentaron en la zona del cordón de soldadura permitieron absorber una alta cantidad de energía como se mostró en los ensayos de impacto Charpy.

Recomendaciones y trabajo futuro.

De acuerdo a lo que observé a lo largo de la realización del proyecto las principales recomendaciones que podría aportar sería usar los ataques químicos exactamente como se mencionan en el presente trabajo ya que intentando variaciones en la preparación de los ataques se sobrepasa el tipo de revelado que se deseaba en la metalografía. Al momento de soldar recomendaría una placa de respaldo de un grosor mayor a 1 pulgada para evitar que sufra deformación la junta soldada, así como que la placa tenga un precalentamiento para evitar que la extracción de calor afecte la junta o presenten comportamientos indeseados en la solidificación del cordón. Cuando se requieran realizar cortes o maquinados en la junta, recomiendo usar instrumentales que tengan recubrimientos o endurecimientos especiales para materiales con una dureza alta como es el caso del AL6XN.

El trabajo planeado a futuro acerca de este proyecto es la realización de unas pruebas de corrosión bajo estrés a bajos esfuerzos y análisis del comportamiento ante la corrosión en la junta soldada.

Referencias bibliográficas

- [1] Flores R, Ruiz A, Rubio-González C, Carreon H. *Caracterización microestructural y mecánica de una soldadura disímil de aceros inoxidable 316L/AL-6XN*. **Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales**. 32, 2013.
- [2] Choi Y-S, Young D, Nešić S, Gray L G S. *Wellbore integrity and corrosion of carbon steel in CO₂ geologic storage environments: A literature review*. **International Journal of Greenhouse Gas Control**. 16, S70-S77, 2013.
- [3] Heino S. *Role of Mo and W during sensitization of superaustenitic stainless steel—crystallography and composition of precipitates*. **Metallurgical and Materials Transactions A**. (8), 1893-1905, 2000.
- [4] Flores R B, Ruíz A, Rubio-González C, López V H, Lara N O, Hernández R G, Curiel López F F. *Effect of heat input and accumulated fatigue damage on mechanical properties of dissimilar AL-6XN/316L welded joints*. **Materials Characterization**. 112, 41-50, 2016.
- [5] Mexicana L E. Aleaciones especiales [en línea]. Disponible en: <https://www.lincolnelectric.com/es-mx/support/Documents/special-alloys-2018.pdf> [Consultado 23 de noviembre del 2019].
- [6] Kou S. *Welding Metallurgy*. 2nd Edition. New York. Wiley-Inter Science. 2003.
- [7] Corporation A L. AL-6XN®Alloy [en línea]. Disponible en: https://www.rolledalloys.com/shared-content/technical-resources/databooks/AL-6XN_DB_US_EN.pdf [Consultado 22 de noviembre del 2019].
- [8] Grubb J F, Maurer J R. *Correlation of the microstructure of a 6% molybdenum stainless steel with performance in a highly aggressive test medium*. NACE International, Houston, TX (United States). 1995.
- [9] Metals S. INCONEL Alloy 600 [en línea]. Disponible en: <https://www.specialmetals.com/assets/smc/documents/alloys/inconel/inconel-alloy-600.pdf> [Consultado 24 de noviembre del 2019].
- [10] Kourdani A, Derakhshandeh-Haghighi R. *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 A**. 49(4), 1231-1243, 2018.

- [11] Cortés R, Rodríguez N K, Ambriz R R, López V H, Ruiz A, Jaramillo D. *Fatigue and crack growth behavior of Inconel 718–AL6XN dissimilar welds*. **Materials Science and Engineering: A**. 745, 20-30, 2019.
- [12] Herrera-Chávez L Y, Ruiz A, López-Morelos V H, Rubio-González C. *Microstructural characterization and mechanical response of Inconel 600 welded joint*. **Materials Characterization**. 157, 109882, 2019.
- [13] Choi K J, Kim J J, Lee B H, Bahn C B, Kim J H. *Effects of thermal aging on microstructures of low alloy steel–Ni base alloy dissimilar metal weld interfaces*. **Journal of Nuclear Materials**. 441(1-3), 493-502, 2013.
- [14] Wang J D, Gan D. *Effects of grain boundary carbides on the mechanical properties of Inconel 600*. **Materials Chemistry and Physics**. 70(2), 124-128, 2001.
- [15] Yoo S C, Choi K J, Bahn C B, Kim S H, Kim J Y, Kim J H. *Effects of thermal aging on the microstructure of Type-II boundaries in dissimilar metal weld joints*. **Journal of Nuclear Materials**. 459, 5-12, 2015.
- [16] Xiao J, Prud'homme N, Li N, Ji V. *Influence of humidity on high temperature oxidation of Inconel 600 alloy: Oxide layers and residual stress study*. **Applied Surface Science**. 284, 446-452, 2013.
- [17] Kulkarni A, Dwivedi D K, Vasudevan M. *Dissimilar metal welding of P91 steel-AISI 316L SS with Incoloy 800 and Inconel 600 interlayers by using activated TIG welding process and its effect on the microstructure and mechanical properties*. **Journal of Materials Processing Technology**. 274, 116280, 2019.
- [18] Sato Y S, Arkom P, Kokawa H, Nelson T W, Steel R J. *Effect of microstructure on properties of friction stir welded Inconel Alloy 600*. **Materials Science and Engineering: A**. 477(1), 250-258, 2008.
- [19] Flores R, Ruiz A, Rubio-González C, Carreon H. *Microstructural and mechanical characterization of a dissimilar AL-6XN/316L stainless steels welded joint*. **Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales**. 34, 306-315, 2014.
- [20] Merezhko D, Merezhko M, Gussev M, Busby J, Maksimkin O, Short M. *Investigation of Pitting Corrosion in Sensitized Modified High-Nitrogen 316LN Steel After Neutron Irradiation*. 2017.

- [21] Gan D. *Tensile and fracture properties of type 316 stainless steel after creep*. **Metallurgical Transactions A**. 13(12), 2155-2163, 1982.
- [22] Chen S Y, Gan D. *Effects of grain boundary carbides on the tensile and impact properties of type 316 stainless steel*. **Materials Science and Engineering**. 84, 65-76, 1986.
- [23] Was G S, Kruger R M. *A thermodynamic and kinetic basis for understanding chromium depletion in Ni-Cr-Fe alloys*. **Acta Metallurgica**. 33(5), 841-854, 1985.
- [24] Kasparova O V. *Intergranular Corrosion of Nickel Alloys (Review)*. **Protection of Metals**. 36(6), 524-532, 2000.
- [25] Grest G S, Anderson M P, Srolovitz D J. *Computer simulation of microstructural dynamics*. **Presented at the Computer Simulation of Microstructural Evolution Symposium**. 1985.
- [26] Song S-W, Kim N-K, Kang C-Y. *Liquation Cracking of Mg and Al Alloys during Friction Stir Welding*. **Journal of Welding and Joining**. 28(5), 28-34, 2010.
- [27] Reed-Hill R E. *Physical Metallurgy Principles, 2/e*. Van Nostrand Reinhold. 1970.
- [28] Manikandan S G K, Sivakumar D, Prasad Rao K, Kamaraj M. *Laves phase in alloy 718 fusion zone — microscopic and calorimetric studies*. **Materials Characterization**. 100, 192-206, 2015.
- [29] Devendranath Ramkumar K, Singh A, Raghuvanshi S, Bajpai A, Solanki T, Arivarasu M, Arivazhagan N, Narayanan S. *Metallurgical and mechanical characterization of dissimilar welds of austenitic stainless steel and super-duplex stainless steel – A comparative study*. **Journal of Manufacturing Processes**. 19, 212-232, 2015.