



**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DEL ESTADO DE
MORELOS**

**INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN CIENCIAS BÁSICAS Y
APLICADAS**

**CENTRO DE INVESTIGACIÓN EN INGENIERÍA
Y CIENCIAS APLICADAS**

**“SÍNTESIS Y EVALUACIÓN DE MATERIAL DE APORTE BASE Ni-Co
PARA APLICACIÓN EN SOLDADURA POR TIG EN
SUPERALEACIONES”**

**TESIS PROFESIONAL
PARA OBTENER EL GRADO DE:**

**DOCTOR EN INGENIERÍA Y CIENCIAS APLICADAS
OPCIÓN TERMINAL TECNOLOGÍA DE MATERIALES**

PRESENTA:

M.I.C.A. MIGUEL ÁNGEL QUINTANA AVILÉS

ASESOR: DR. ISAÍ ROSALES CADENA

CUERNAVACA MOR.

MAYO 2019

RESUMEN

El presente trabajo evalúa y analiza los efectos del cobalto como constituyente en una aleación base níquel propuesta, misma que se sintetizó al 10, 20 y 30% en peso de cobalto denominadas como: 90Ni-10Co, 80Ni-20Co y 70Ni-30Co. Estas aleaciones se obtuvieron mediante fusión en vacío a través de un horno de inducción electromagnética y crisoles de cuarzo, a efecto de reducir contaminación por oxidación. Posteriormente fueron depositados mediante soldadura TIG sobre sustratos / secciones de un álabe de turbina de aleación base Ni-Fe.

Para obtener un análisis microestructural a detalle, las aleaciones fueron caracterizadas antes y después del proceso de deposición, a efecto de determinar su estabilidad y compatibilidad como material de aporte para la restauración de superaleaciones. La composición química de las aleaciones y fases presentes, se determinó mediante microscopía electrónica de barrido utilizando la técnica de espectroscopia por dispersión de energía de rayos X (EDX). Los resultados mostraron que las propiedades mecánicas como: dureza, resistencia mecánica, tenacidad y resistencia a la termofluencia están directamente relacionadas con la composición química de las aleaciones, siendo favorables dichas propiedades para la aleación con mayor contenido de Co.

ABSTRACT

This work reviews and analyzes the effects of cobalt as a constituent element in a base nickel alloy, synthesized from 10, 20 and 30% weight of cobalt namely as: 90Ni-10Co, 80Ni-20Co y 70Ni-30Co. These alloys were fabricated by induction melting technique. Later, these alloys were deposited by Tungsten Inert Gas (TIG) welding method on sections of a Ni-Fe base superalloy turbine blade.

Microstructure images analyses were performed for the alloys before and after of deposition by ((TIG) welding method) in a scanning electron microscope (SEM) to determine its stability and compatibility like a filler material for the restoration of superalloys. As well chemical composition analysis was performed by using the EDAX (Energy Dispersive X-Ray Analysis) system of the equipment. The results shown that mechanical properties such as: hardness, mechanical strength, toughness and creep are directly related with the chemical composition of alloys, these properties were favorable for the alloy with highest cobalt percent.

ÍNDICE DE CONTENIDO	PAG.
 CAPÍTULO I Introducción.	
1.1 Introducción.	2
1.2 Objetivos.	4
 CAPÍTULO II Revisión Bibliográfica.	
2.1 Aleaciones y elementos constituyentes.	6
• 2.1.1 Aleaciones no ferrosas.	6
2.2 Superaleaciones.	7
• 2.2.1 Clasificación de las superaleaciones.	8
• 2.2.2 Fases Presentes.	13
• 2.2.3 Efectos de los elementos aleantes.	16
• 2.2.4 Preparación de superaleaciones.	18
• 2.2.5 Disponibilidad de las Superaleaciones.	20
• 2.2.6 Costo de superaleaciones.	20
• 2.2.7 Restauración de superaleaciones.	21
 CAPÍTULO III Procedimiento Experimental.	
3.1 Obtención del material base.	26
3.2 Obtención de los materiales de aporte.	26
3.3 Deposición de material por soldadura TIG.	27
• 3.3.1 Rectificación de materiales.	28
3.4 Caracterización microestructural.	28
• 3.4.1 Proceso de desbaste y pulido.	28
• 3.4.2 Microscopía óptica y electrónica de barrido.	29
3.5 Evaluación de propiedades mecánicas.	29
• 3.5.1 Medición de microdureza.	29
• 3.5.2 Ensayos de tenacidad a la fractura.	30

- 3.5.3 Ensayos de tensión. 32
- 3.5.4 Ensayos de termofluencia. 33

CAPÍTULO IV Resultados y Discusión.

4.1 Microestructura del material base.	39
4.2 Microestructura de los materiales de aporte.	40
4.3 Microestructura del material depositado	42
4.4 Microdureza de los materiales.	46
4.5 Tenacidad a la fractura de los materiales depositados.	49
4.6 Ensayos de tensión a los materiales depositados.	51
4.7 Ensayos de termofluencia a los materiales depositados.	55
4.8 Discusión de resultados.	57

CAPÍTULO V Conclusiones.

5.1 Conclusiones.	60
5.2 Recomendaciones.	61
5.2 Referencias.	63
Lista de figuras.	
Lista de tablas.	
Apéndice A. Diseño de detalle.	

LISTA DE FIGURAS	PAG.
Figura 2.1 (a) Estructura cristalina de la fase γ' (b) estructura cristalina de la fase γ (matriz).	13
Figura 2.2 Elementos utilizados en superaleaciones base níquel.	16
Figura 2.3 Corte transversal de una turbina de motor de aviación.	17
Figura 2.4 Alabe de turbina en (a) cristales equiaxiales, (b) cristales columnares y (c) mono cristal.	18
Figura 3.1 a) Material base y b) secciones del material base.	26
Figura 3.2 Horno de inducción electromagnética utilizado.	27
Figura 3.3 Aleaciones utilizadas como material de aporte.	27
Figura 3.4 Dispositivos y conexión para la deposición de material de aporte.	28
Figura 3.5 a) Microscopio electrónico de barrido y b) Microscopio óptico.	29
Figura 3.6 Microdurómetro utilizado.	30
Figura 3.7 Especificaciones de las probetas utilizadas en el ensayo de tenacidad a la fractura.	30
Figura 3.8 Dimensiones de las probetas utilizadas para el ensayo de tenacidad a la fractura.	31
Figura 3.9 a) Dispositivo para ensayo de tenacidad a la fractura y b) Base concentradora de carga.	32
Figura 3.10 Dimensiones de la probeta para el ensayo de tensión.	33
Figura 3.11 Máquina de ensayo universal y adquisidor de datos.	33
Figura 3.12 Diagrama para el dispositivo para ensayo de termofluencia.	34
Figura 3.13 Dispositivo para ensayo de termofluencia.	35
Figura 3.14 a) Muestras extraídas del material base y b) Muestras maquinadas para unión.	35
Figura 3.15 Materiales depositados mediante técnica TIG.	36
Figura 3.16 Probetas para ensayo de termofluencia.	36
Figura 3.17 Horno utilizado para ensayo de termofluencia.	37
Figura 3.18 Ensayo de termofluencia.	37
Figura 4.1 a) Micrografía del material base a 1000X, b) Microanálisis de elementos aleantes y c) Micrografía de fase martensita.	39

Figura 4.2 Microestructuras del material de aporte 80Ni-20Co a diferentes aumentos a) 500X, b) 1000X y c) 2000X.	40
Figura 4.3 Microestructuras del material de aporte 70Ni-30Co a diferentes aumentos a) 1000X, b) 2000X y c) 5000X.	41
Figura 4.4 Microestructuras del material de aporte 90Ni-10Co a diferentes aumentos a) 500X, b) 1000X y c) 2000X	42
Figura 4.5 Microestructuras del material depositado A-80Ni-20Co a diferentes aumentos a) 200X y b) 500X, microscopia óptica c) 20X, d) 50X y e) microanálisis de elementos aleantes.	43
Figura 4.6 Escaneo de línea del material depositado A-80Ni-20Co.	44
Figura 4.7 Mapeo mediante MEB del material depositado A-80Ni-20Co.	44
Figura 4.8 a) Microestructura del material depositado A-70Ni-30Co a 1000X y b) Microanálisis de elementos aleantes.	45
Figura 4.9 a) Microestructura del material depositado A-90Ni-10Co a 3000X y b) Microanálisis de elementos aleantes.	45
Figura 4.10 Gráfica de la microdureza en los materiales.	46
Figura 4.11 Microdureza escalonada en el material depositado A-90Ni-10Co.	47
Figura 4.12 Microdureza escalonada en el material depositado A-80Ni-20Co.	48
Figura 4.13 Microdureza escalonada en el material depositado A-70Ni-30Co.	48
Figura 4.14 Gráfica de la tenacidad a la fractura en los materiales.	49
Figura 4.15 Fotografía de las probetas posterior a la prueba de tenacidad.	50
Figura 4.16 Curva esfuerzo – deformación del material base.	51
Figura 4.17 Curvas esfuerzo – deformación para el material A-90Ni-10Co.	51
Figura 4.18 Curvas esfuerzo – deformación para el material A-70Ni-30Co.	52
Figura 4.19 Curvas esfuerzo – deformación de los materiales.	52
Figura 4.20 Fotografías de las probetas posterior a la prueba de tensión.	54

Figura 4.21 Gráfica del tiempo de ruptura en los materiales depositados	55
Figura 4.22 Fotografías de las probetas fracturadas por termofluencia.	56

LISTA DE TABLAS

PAG.

Tabla 2.1 Clasificación de los metales no ferrosos atendiendo a su densidad.	6
Tabla 2.2 Clasificación y características de las superaleaciones.	12
Tabla 2.3 Efecto de los elementos de aleación en superaleaciones.	16
Tabla 3.1 Composición química del material base obtenida mediante MEB.	26
Tabla 3.2 Composición química del reactivo para el ataque.	29
Tabla 4.1 Resultados de microdureza de los materiales.	46
Tabla 4.2 Porcentaje de variación en la microdureza de los materiales.	47
Tabla 4.3 Dimensiones de los especímenes para cálculo de K_{Ic} y resultados.	49
Tabla 4.4 Porcentaje de variación en la tenacidad a la fractura de los materiales.	50
Tabla 4.5 Propiedades mecánicas en los materiales.	53
Tabla 4.6 Variación en las propiedades mecánicas de los materiales de aporte.	54

CAPÍTULO 1.

INTRODUCCIÓN

INTRODUCCIÓN

Derivado de los avances tecnológicos actuales y de acuerdo a cada una de las necesidades del sector industrial, se ha requerido el desarrollo, selección e implementación de materiales capaces de operar en condiciones de trabajo que demanden alta resistencia mecánica a temperaturas elevadas, estabilidad microestructural y resistencia a la corrosión. Cuantiosas aplicaciones requieren de materiales con referida combinación de propiedades, entre los sectores más relevantes se incluyen en la industria aeronáutica, transportes y de generación energética.

Para este tipo de aplicaciones se han desarrollado las aleaciones metálicas de alto rendimiento denominadas superaleaciones, las cuales están basadas generalmente en una combinación de hierro Fe, níquel Ni y/o Cobalto Co. [J. Taboada S. et al 2007] [Claudia Eugenia Canales N. et al 2013]

De los diferentes tipos de materiales que existen actualmente en el mercado, las superaleaciones base níquel han tenido buena aceptación debido a que ofrecen excelentes propiedades mecánicas, gran resistencia en ambientes corrosivos y a elevadas temperaturas, así como combinación de estos factores. [J. Taboada S. et al 2007]

Numerosas investigaciones han sido enfocadas a entender el comportamiento mecánico y microestructural de estos materiales, a efecto de poder mejorar y extender su utilidad.

En el presente trabajo se pretende conseguir una aleación propuesta de Ni-Co con diferente composición química, la cual presente estabilidad termomecánica y sea compatible como material de aporte para la restauración de superaleaciones mediante procesos de soldadura.

OBJETIVOS

Objetivos generales

Sustituir material de aporte utilizado en la restauración de superaleaciones para obtener una mejor resistencia mecánica con una nueva aleación sugerida de Ni-Co para aplicaciones de soldadura.

Sintetizar y evaluar un material de aporte con una buena combinación de propiedades mecánicas y compatibilidad en la zona de deposición.

Objetivos particulares

- Analizar el efecto del porcentaje de cobalto en el material de aporte propuesto.
- Evaluar las propiedades mecánicas tanto del material de aporte como de la deposición del mismo mediante el proceso de soldadura TIG.
- Llevar a cabo la caracterización microestructural del material de aporte y del material depositado.
- Analizar y enfatizar en las zonas afectadas por la temperatura durante la deposición (interfase).
- Diseñar y construir un dispositivo experimental que permita realizar ensayos de termofluencia a los materiales depositados.

CAPÍTULO 2.
MARCO
TEÓRICO

2.1 Aleaciones y elementos constituyentes.

Una aleación es una mezcla sólida homogénea, de propiedades metálicas, que está compuesta de dos o más elementos metálicos y pueden tener algunos elementos no metálicos. Los elementos necesarios para formar una aleación se llaman constituyentes o componentes, según sea este número las aleaciones se dividen en: binarias, ternarias, etc.

Las propiedades de muchas aleaciones se pueden regular cambiando la composición química y estructura [A. Malishey 2004] y [Javier Cárdenas Fernández *et. al* 2015]

Las aleaciones no ferrosas son aquellas que carecen de hierro o que tienen un bajo nivel de éste, es decir, tienen como base o elemento principal a otro metal distinto al hierro (por ejemplo: Al, Cu, Pb, Zn, Ni, Co, Ti, etc.).

Los metales no ferrosos se pueden clasificar a su vez, como se muestra en la tabla 1.2. [Javier Cárdenas Fernández *et. al* 2015]

Tabla 1.2. Clasificación de los metales no ferrosos atendiendo a su densidad.

TIPO	CARACTERÍSTICAS	EJEMPLO DEL METAL BASE NO FÉRROSO
- <i>Pesados</i>	Su densidad es igual o mayor de 5 kg/dm ³ .	Estaño, Cobre, Cinc, Plomo, Cromo, <i>Níquel</i> , Wolframio o Tungsteno y <i>Cobalto</i> .
- <i>Ligeros</i>	Su densidad esta comprendida entre 2 y 5 kg/dm ³ .	Aluminio, <i>Titanio</i> .
- <i>Ultraligeros</i>	Su densidad es menor de 2 kg/dm ³ .	Magnesio.

Los metales no ferrosos son utilizados en la manufactura como elementos complementarios de los metales ferrosos, también son muy útiles como

materiales puros o aleados lo que por sus propiedades físicas y de ingeniería cubren determinadas exigencias o condiciones de trabajo.

El Níquel (Ni) de estructura cristalina cubica centrada en las caras (FCC) presenta un punto de fusión 1453°C y densidad es de 8.902 g/cm³. Entre sus propiedades útiles se encuentra su módulo de elasticidad, resistencia mecánica, dureza propiedades magnéticas, y elevadas conductividades térmicas y eléctricas.

Cobalto (Co) es un metal alotrópico con una estructura cristalina cubica centrada en las caras (FCC) en altas temperaturas y hexagonal compacta (HC) a temperaturas inferiores, presenta punto de fusión 1495°C. Entre sus propiedades más relevantes se encuentra que son resistentes al desgaste y a la corrosión.

Los metales no ferrosos Ni, Co y Ti y sus respectivas aleaciones, serán tratados como materiales avanzados llamados **superaleaciones**.

2.2 Superaleaciones.

Se denominan superaleaciones o aleaciones de alto rendimiento a un grupo de materiales o aleaciones metálicas de base níquel (Ni), cobalto (Co), hierro (Fe) y titanio (Ti) que presentan excelentes propiedades mecánicas a temperaturas elevadas, es decir, son utilizados a menudo de más de 0.7 de su temperatura de fusión absoluta (a temperaturas de 540 °C y superiores). Resistencia a la fluencia y resistencia a la oxidación son los criterios principales de diseño. [Javier Cárdenas Fernández *et. al* 2015]

Sus principales aplicaciones van desde turbinas de gas para aviones, reactores nucleares, plantas petroquímicas, estructuras de naves espaciales, álabes, equipos de control de contaminación y aplicaciones

médicas; sin embargo, estos materiales se utilizan principalmente en industrias como la aeronáutica y la de generación energética donde se requiere de una alta resistencia a elevadas temperaturas y/o resistencia a la corrosión. [Claudia E. Canales Nañes 2013].

El desarrollo metalúrgico de las superaleaciones está ligado fuertemente a la evolución que los motores de turbina de avión tuvieron antes y durante la segunda guerra mundial, aunque su uso también estaba ligado a la industria de generación de energía y a otras aplicaciones que requerían altas temperaturas. [Gabriela González Juárez 2010].

En los últimos diez años se han realizado avances tecnológicos en el desarrollo de modernos motores de turbinas para aeroplanos y dirigibles y componentes de generación de energía coincidiendo con significativos logros de ingeniería en el área de la metalurgia de las superaleaciones. Para ello se han incrementado los niveles de elementos aleantes de tipo refractarios en las superaleaciones, logrando incrementar sus propiedades mecánicas a elevadas temperaturas. [Javier Cárdenas Fernández *et. al* 2015]

2.2.1 Clasificación de las superaleaciones.

Estos materiales se clasifican como superaleaciones base hierro-níquel, base cobalto y base níquel; los 3 tipos tienen características y propiedades diferentes entre sí.

Superaleaciones base hierro-níquel: Estas aleaciones contienen por lo menos 10% de Fe, pero generalmente contienen aproximadamente de 18% a 55% de Fe, se dividen en 4 grupos dependiendo de su composición y de su mecanismo de endurecimiento:

El primer grupo de este tipo de superaleaciones son aquellas que tienen una matriz austenítica y son endurecidas por la fase γ' , éste tipo se divide a su vez en dos subgrupos: El primero que son aleaciones ricas en hierro con bajos contenidos de níquel (de 25 a 30% en masa) y contenidos de titanio necesarios para provocar la precipitación de la fase (menos de 2% en masa) y endurecer a la aleación; y el segundo que son aleaciones ricas en níquel (más de 40% en masa) que se caracterizan por tener grandes cantidades de endurecedores por solución sólida como molibdeno, cromo o tungsteno y altas fracciones volumétricas de endurecedores por precipitación.

En el segundo grupo se encuentran aquellas aleaciones que son ricas en níquel y se endurecen por la precipitación de la fase γ'' , la cual proporciona propiedades favorables de resistencia y trabajo a temperaturas elevadas. Este grupo de aleaciones ofrece buenas propiedades desde temperaturas criogénicas hasta 650°C, la aleación más representativa de este grupo es Inconel 718.

El tercer grupo se conforma por las aleaciones ricas en hierro y níquel, con adiciones de cobalto, son aleaciones que combinan la precipitación de la fase γ' , la cual proporciona alta resistencia y bajos coeficientes de expansión térmica; éstos bajos coeficientes se deben a que no existe la presencia de endurecedores de solución sólida como cromo o molibdeno. Estas aleaciones ofrecen excelentes características de resistencia alrededor de los 650°C. Sin embargo, la ausencia de cromo reduce significativamente la resistencia a la corrosión durante la operación del material a altas temperaturas.

El cuarto grupo de superaleaciones a base de hierro-níquel tiene un alto contenido de carbono y es endurecido por solución sólida, carburos, nitruros, y/o carbonitruros; estas aleaciones pueden operar en aplicaciones que requieren bajos esfuerzos en temperaturas de

aproximadamente hasta 1093°C, donde su mayor requisito es la resistencia a la oxidación [Lara Mendoza A.V. *et al* 2009] [ASM International 8].

Superalaciones base cobalto: Este tipo de aleaciones son endurecidas por solución sólida y por la precipitación de carburos. A diferencia de los otros tipos de superaleaciones no son endurecidas por una precipitación ordenada y coherente. Los carburos presentes en superaleaciones base Cobalto son los mismos que presentan los otros sistemas y se incluyen Cr₇C₃ y M₂₃C₆.

Superalaciones base níquel: De entre todos los otros materiales metálicos, estas aleaciones poseen la microestructura más compleja formada a partir de un método avanzado de fundición y de una avanzada tecnología de refinación. La matriz de alto contenido de níquel, llamada gamma (γ), endurece por solución sólida con una docena de elementos aleantes. Posteriormente mediante endurecimiento por precipitación, la solución sólida saturada empieza a formar fases secundarias, tales como, las fases intermetálicas llamadas gamma prima (γ'), carburos, nitruros, boruros y carbonitruros, además fases topológicamente compactas (TCP por sus siglas en inglés topologically close packed), las cuales no son deseables [González Morón D. *et al* 2010].

La matriz de níquel favorece a la precipitación de γ' debido a que el átomo de níquel es muy denso y resulta muy poco compresible. Esto quiere decir que la diferencia en el tamaño atómico será muy pequeña cuando se da la precipitación de esta fase, y debido a esa pequeña diferencia existirá compatibilidad de la estructura cristalina de γ' (FCC) y del parámetro de red con la matriz γ permitiendo la nucleación homogénea de un precipitado con baja energía superficial y estabilidad a tiempos largos. Además, entre la matriz γ y la fase γ' se mantendrá coherencia.

El níquel no presenta transformaciones de fase desde temperatura ambiente hasta su punto de fusión lo cual no produce contracciones ni expansiones de su red cristalina. Las velocidades de difusión para metales con estructura cúbica centrada en las caras son bajas, lo que produce estabilidad microestructural considerable a elevadas temperaturas.

Hay básicamente 3 tipos de superaleaciones base níquel que se dividen de acuerdo al mecanismo de endurecimiento por el cual ganan su resistencia característica; El primer tipo y tal vez el más importante son las aleaciones endurecidas por la precipitación de la fase γ' , éstas contienen aluminio, titanio y pequeñas cantidades de niobio; el volumen, tamaño y dispersión de la fase γ' es la que, principalmente, define las propiedades que se buscan para este tipo de aleaciones, básicamente la resistencia a temperaturas elevadas; de acuerdo a la fórmula de la fase γ' Ni_3Al o $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ los contenidos de titanio y de aluminio y la relación Ti/Al son parámetros de control de dicha fase.

El segundo tipo de aleaciones base níquel se refieren a las que son endurecidas por solución sólida, es decir, si contienen o no aluminio, titanio o niobio, una característica importante de este tipo es su fácil soldabilidad. Y el tercer grupo son las endurecidas por dispersión de óxidos (ODS), estas aleaciones contienen de 0.5 a 1% de finas partículas de itrio (Y_2O_3) y se producen mediante técnicas de metalurgia de polvos. Gracias a la estabilidad superficial lograda por procesos termo-mecánicos y tratamientos térmicos, las piezas fabricadas de superaleaciones base níquel, son resistentes a la termofluencia, fatiga, corrosión, oxidación y su operación a temperaturas elevadas por largos periodos de tiempo [González Juárez G *et al* 2010] [ASM International].

Tabla 2.2 Clasificación y características de las superaleaciones

Clasificación de las superaleaciones	Subgrupos	Características
Base hierro-níquel	Grupo 1	Contienen una matriz austenítica y son endurecidas por la fase γ'
	Grupo 2	Son aleaciones ricas en níquel y se endurecen por la fase γ''
	Grupo 3	Son aleaciones ricas en hierro y níquel con adiciones de cobalto y son endurecidas por γ'
	Grupo 4	Tienen un alto contenido de carbono y se endurecen por la precipitación de carburos, nitruros y/o carbonitruros
Base cobalto	-	Son endurecidas por solución sólida y la precipitación de carburos (se caracterizan por no presentar precipitación ordenada y coherente)
Base níquel	Grupo 1	Superaleaciones endurecidas por la precipitación de la fase γ'
	Grupo 2	Superaleaciones endurecidas por solución sólida
	Grupo 3	Superaleaciones endurecidas por dispersión de óxidos

Son ejemplos de superaleaciones base níquel:

- El Inconel (níquel-cromo-hierro), que posee una alta resistencia al calor y es inoxidable.
- El Hastelloy (níquel-molibdeno-hierro-cromo) o Nimonic (que incorpora al titanio).
- El Duraniquel (níquel-aluminio), que posee una alta resistencia a la corrosión y una gran resistencia mecánica similar a los aceros.
- El Permaniquel (níquel-cobalto-hierro-carbono-manganeso-silicio-titanio-magnesio), que posee una buena resistencia a la corrosión, una buena conductividad eléctrica, térmica y propiedades magnéticas, pero disminuye su dureza al aumentar la temperatura.

2.2.2 Fases Presentes

Las fases y estructuras que se presentan en las superaleaciones son:

Matriz gama (γ): es una fase austenítica, continua base níquel, estructura cristalina cúbica centrada en las caras, puede contener altos porcentajes en solución sólida de elementos como cromo, cobalto, molibdeno o tungsteno. Todas las superaleaciones base níquel contienen esta fase como matriz. [Claudia E. Canales Nañes 2013][Gabriela González Juárez 2010].

Gamma prima (γ'): Tiene una estructura cristalina L12 ordenada derivada de la estructura FCC, su composición nominal es Ni₃(Al,Ti), sin embargo, se describe de una manera más adecuada como A₃B, donde "A" está compuesto por elementos electronegativos, como Ni, Co, y Fe y "B" de elementos electropositivos como Al, Ti o Nb (ver Figura 2.6) Los parámetros de red de la matriz γ y de la fase γ' son muy similares por lo que existe coherencia en la red cristalina. Esta fase se comporta como el principal endurecedor en las superaleaciones base níquel y base hierro-níquel; su forma puede ser esférica o cuboidal y su tamaño varía de acuerdo a la temperatura y el tiempo de exposición; la fracción volumétrica, tamaño y distribución de esta fase son importantes parámetros en el control de las propiedades [Rangel Zamora L. 1997].

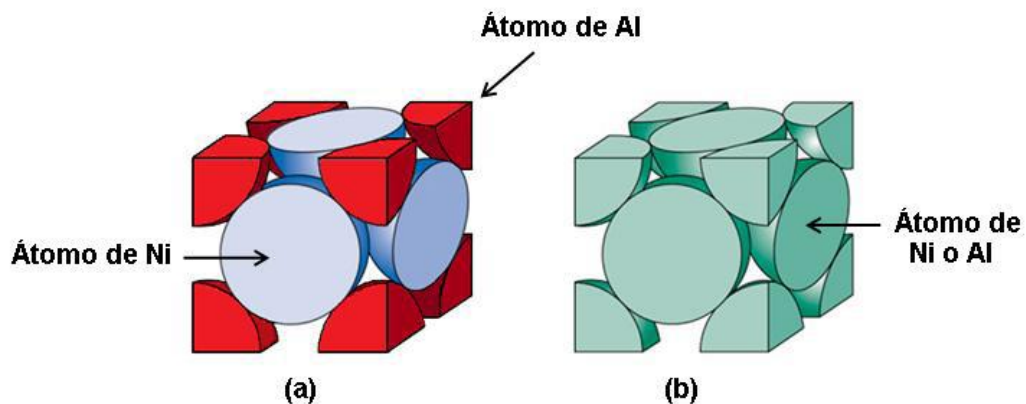


Figura 2.1 (a) Estructura cristalina de la fase γ' (b) estructura cristalina de la fase γ (matriz).

Gama segunda (γ''): tiene una estructura cristalina ordenada tetragonal centrada en el cuerpo D022 con composición Ni₃Nb, se encuentra en las superaleaciones base hierro–níquel que contienen niobio; esta fase presenta una morfología en forma de disco y también precipita con una relación de coherencia bien definida con la matriz austenítica y el endurecimiento es debido a deformaciones coherentes que hay entre la γ/γ'' . Es una fase muy pequeña (600 Å, aproximadamente) que puede ser observada con técnicas como microscopía electrónica de transmisión. La aleación Inconel 718 es un ejemplo de las aleaciones más comunes en las que sus propiedades mecánicas dependen de la precipitación y la morfología de esta fase.

Fase eta (η): esta fase presenta una estructura cristalina hexagonal D024 y una composición Ni₃Ti; se caracteriza porque no tiene solubilidad por otros elementos, precipita lentamente, crece rápidamente y forma partículas más grandes que la misma γ' ; se puede encontrar como constituyentes con forma celular o como agujas.

Fase delta (δ): las aleaciones que son endurecidas por la fase γ'' son susceptibles a formar la fase delta; esta fase es la forma termodinámicamente estable de la fase γ'' , con estructura cristalina ortorrómbica. Esta fase no contribuye a la resistencia del material, al contrario, su presencia se asocia con la susceptibilidad al agrietamiento en caliente. Fracciones moderadas de esta fase son efectivas en limitar el crecimiento de grano durante el tratamiento de solubilizado y en fronteras de grano donde se encuentre precipitada esta fase delta, si tiene una morfología adecuada, puede proporcionar resistencia a la fractura por fluencia en fronteras de grano. [Azadian S. *et al* 2004]

Épsilon (ϵ): Esta fase tiene una estructura HP ordenada del tipo D019 y presenta una morfología del tipo Widmanstätten; son precipitados del tipo A3B, está compuesta por elementos como el Ni, Co o Fe, que componen

al elemento "A" y elementos como Al, Ti, Ta o Nb que componen al elemento "B". [Claudia E. Canales Nañes 2013]

Carburos: cuando se agrega carbono en cantidades de 0.05–0.2%, este se combina con elementos reactivos y refractarios como titanio, tántalo y hafnio para formar carburos del tipo MC; durante el tratamiento térmico o servicio estos carburos comienzan a descomponerse y generar carburos del tipo M₂₃C₆ y M₆C los cuales tienden a aglomerarse en las fronteras de grano.

Boruros: el boro es agregado en pequeñas cantidades a las superaleaciones para evitar la formación de la fase eta y para mejorar las propiedades de ruptura por esfuerzo o termofluencia; los boruros son duros, frágiles y precipitan en las fronteras de grano; grandes cantidades de boro son dañinas para este tipo de aleaciones.

Fases Laves: son partículas intergranulares gruesas observadas comúnmente en las aleaciones base hierro–níquel, aunque puede ocurrir precipitación intragranular. El silicio y el niobio promueven la precipitación de este tipo de partículas. Este tipo de fases tienen una estructura cristalina hexagonal MgZn₂ con una composición del tipo AB₂, donde A puede ser Mo, Ti o Nb y B puede ser Fe, Cr, Mn o Si. Su fórmula general es (Fe,Cr,Mn,Si)₂(Mo,Ti,Nb). Es común observarlas en las superaleaciones del tipo base hierro–níquel. [Gabriela González Juárez 2010].

2.2.3 Efectos de elementos aleantes en superaleaciones.

Las superaleaciones contienen una variedad de elementos en un gran número de combinaciones que producen varios efectos deseables; entonces la composición química, las fases y la microestructura definen el sentido físico de una superaleación.

Tabla 2.3 Efecto de los elementos de aleación en superaleaciones.

Efecto (a)	Base Fe-Ni	Base Co	Base Ni
Endurecedores por solución sólida	Cr, Mo	Nb, Cr, Mo, Ni, W, Ta	Co, Cr, Mo, W, Ta, Re
Estabilizadores de la matriz FCC	C, W, Ni	Ni	...
Formadores de carburos:			
MC	Ti	Ti	W, Ta, Ti, Mo, Nb, Hf
M ₇ C ₃	...	Cr	Cr
M ₂₃ C ₆	Cr	Cr	Cr, M, W
M ₆ C	Mo	Mo, W	Mo, W, Nb
Carbonitruros: M(CN)	C, N	C, N	C, N
Promueven la generación de carburos	P
Forman γ' Ni ₃ (Al, Ti)	Al, Ni, Ti	...	Al, Ti
Retardan la formación de η	Al, Zr
Aumenta la temperatura solubilización de γ'	Co
Precipitados endurecedores y/o intermetálicos	Al, Ti, Nb	Al, Mo, Ti(b), W, Ta	Al, Ti, Nb
Resistencia a la oxidación	Cr	Al, Cr	Al, Cr, Y, La, Ce
Mejoran en la resistencia a la corrosión	La, Y	La, Y, Th	La, Th
Resistencia a la sulfuración	Cr	Cr	Cr, Co, Si
Mejora la resistencia a la fluencia	B	...	B, Ta
Aumenta la resistencia a la ruptura	B	B, Zr,	B(c)
Refinadores de tamaño de grano	B, C, Zr, Hf
Facilita el trabajo	...	Ni ₃ Ti	...
Retarda el crecimiento de γ'	Re

(a) No todos estos efectos ocurren en una aleación determinada. (b) Endurecimiento por precipitación de Ni₃Ti también ocurre si hay suficiente Ni. (c) Si se presenta en grandes cantidades se forman boruros

Los principales elementos de aleación que pueden estar presentes en superaleaciones base níquel son ilustrados en la Figura 2.2.

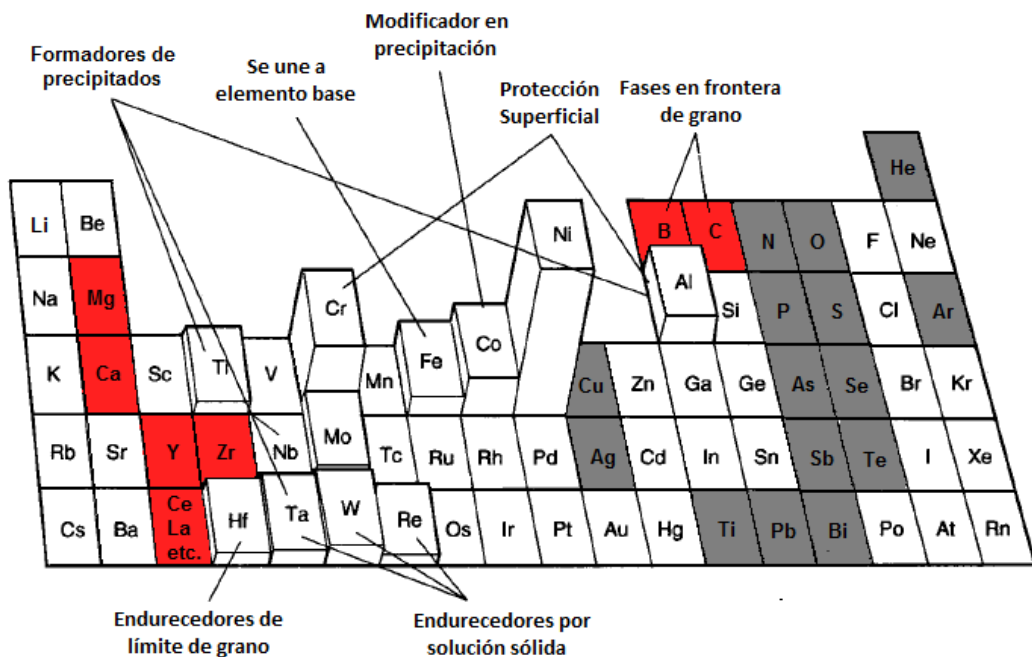


Figura 2.2 Elementos utilizados en superaleaciones base níquel.

Las superaleaciones han sido desarrolladas para motores de turbinas de gas, con elevados requerimientos de resistencia mecánica a alta temperatura y muy elevada resistencia a la oxidación. En la mayoría de los motores de turbina se encuentra en la parte de alta presión, donde se enfrenta a condiciones que se acercan a la temperatura de fusión de las superaleaciones utilizadas.



Figura 2.3 Corte transversal de una turbina de motor de aviación.

2.2.4 Preparación de superaleaciones.

Históricamente, la mayoría de las superaleaciones se preparaban mezclando los materiales fundidos. Más recientemente, las superaleaciones son fundidas mediante:

- Moldeo por inversión o cera perdida.
- Fundición con poliestireno expandido.
- Pulvimetalurgia.

La pulvimetalurgia ha alcanzado gran importancia en la preparación de superaleaciones con características especiales. En este proceso, se preparan las superaleaciones mezclando los materiales secos en polvo, prensándolos a alta presión y calentándolos después a temperaturas justo

por debajo de sus puntos de fusión. El resultado es una superaleación sólida y homogénea.

- Fusión en vacío.

El desarrollo de esta técnica permite hoy en día un control muy preciso de la composición química de las superaleaciones y la reducción de la contaminación y, a su vez conduce a una revolución en las técnicas de procesamiento, tales como, figura 2.4

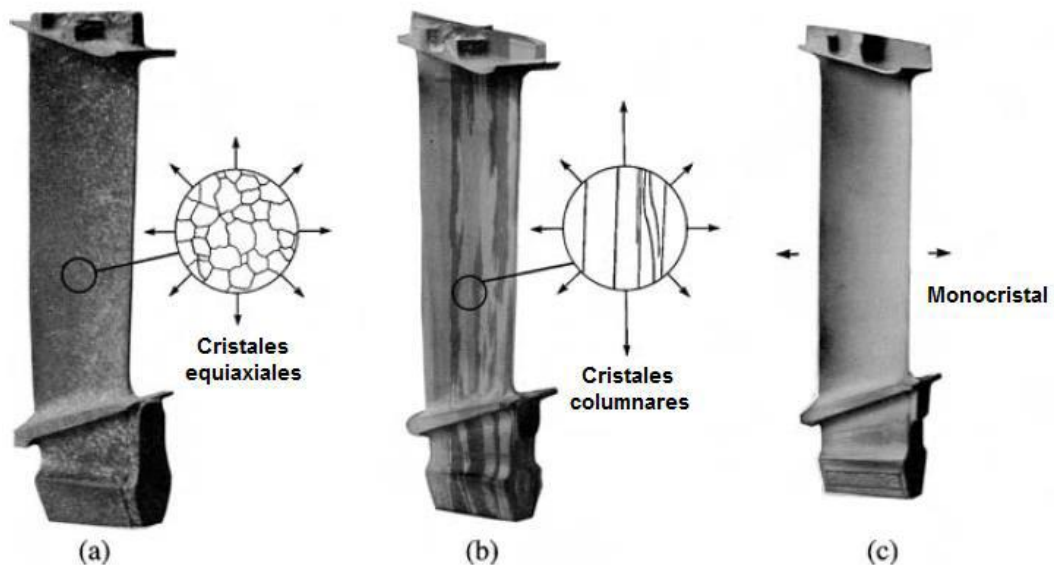


Figura 2.4 Alabe de turbina en (a) cristales equiaxiales, (b) cristales columnares y (c) mono cristal [1].

Solidificación direccional de granos columnares.

Las superaleaciones de estructura de granos columnares dirigidos se crean utilizando esta técnica y se producen granos altamente orientados paralelos a los ejes de tensión importante.

Estructura policristalina equiaxial.

Las superaleaciones policristalinas equiaxiales se pueden crear con la metalurgia de polvos, la tecnología de fundición o mediante la tecnología de fundición en un molde de cerámica. [Javier Cárdenas Fernández *et. al* 2015]

Estructura monocristalina (cristal único).

Las superaleaciones monocristalinas se forman como un solo cristal, usando una versión modificada de la técnica de solidificación direccional, así que no hay límites de grano en el material.

2.2.5 Disponibilidad de las Superaleaciones

En los últimos años se han logrado significativos logros de ingeniería en el área de la metalurgia de las superaleaciones. Aproximadamente el 12% de las superaleaciones producidas en México se emplea en la fabricación y desarrollo de modernas turbinas para aviones y dirigibles y componentes de generación de energía. La compañía MegaMex líder en el ramo de materiales y/o aleaciones en México, ofrece la mayoría de las superaleaciones en presentaciones como:

- Placa.
- Lamina.
- Barra.
- Tubo.
- Tubing (con costura y sin costura).
- Alambre.
- Conexiones.

2.2.6 Costo de superaleaciones.

Hoy en día es indispensable y necesario reducir el costo de las superaleaciones, ya que por lo general estas contienen un alto contenido de níquel que los hace tener un costo relativamente alto, e incluso más caro que el hierro. Además, los elementos como el titanio, renio, cobalto y rutenio que son utilizados también, los hacen ser aún más caros. Los elementos de aleación y los tratamientos térmicos hacen a menudo difícil de mecanizar las superaleaciones, lo que hace que se sumen también a los costos de fabricación.

Las superaleaciones son caras, pero su aplicación se ha ido extendiendo.

2.2.7 Restauración de superaleaciones. [SULZER Ltd. 2017]

Inspección de daños.

Se deberá realizar primeramente una inspección de la superaleación a efecto de evaluar el defecto o daño en la misma, mediante ensayos no destructivos (Non-Destructive Testing, NDT). Aplicamos una de las tres técnicas principales:

Inspección por líquidos penetrantes fluorescentes (Fluorizing dye Penetrant Inspection, FPI) para examinar aleaciones no magnéticas como superaleaciones con base de níquel y cobalto. Durante este proceso se rocían las piezas con un líquido fluorescente. Debido a las fuerzas capilares, el líquido es absorbido por grietas y otros defectos. Tras empapar, enjuagar y secar la superficie, hasta las grietas más diminutas serán visibles con luz ultravioleta.

Las inspecciones por corrientes inducidas son una alternativa a la FPI. Esta técnica mucho más elaborada es adecuada para detectar grietas cerradas, y aún más las grietas por fatiga con un número elevado de

ciclos. Pueden no ser lo suficientemente abiertas para la inspección FPI, pero se detectan con la inspección por corrientes inducidas.

La detección por rayos X se usa también para detectar grietas, pero solo para aquellas que son paralelas a los rayos X. Por tanto, no se usa de manera rutinaria, sino exclusivamente cuando es necesario.

Reparación

El proceso de reparación implica esencialmente remover y colocar material de forma controlada. Podrían necesitarse tratamientos térmicos entre estos pasos.

Remover el material es una de las partes más tediosas de la reparación. Es crucial remover meticulosamente material antes de colocar material nuevo. Limpiar la superficie es de vital importancia en la mayoría de procesos en los que se añade material.

Soldadura

En la soldadura, se utiliza un metal de relleno para agregar material. La soldadura genera capas intermedias que son líquidas durante la soldadura y tienen una composición mixta de material base. Esta zona no es homogénea con respecto a su composición de material. Donde el material de base no se derrite, se forma una zona en la que cambia la microestructura del material base. Esta es la zona afectada por el calor.

La soldadura de gas inerte de tungsteno se utiliza comúnmente para reparaciones porque es el proceso más versátil para este propósito. Para superaleaciones basadas en níquel, la soldadura se realiza en una atmósfera inerte de argón. La soldadura con láser se utiliza para reparaciones en serie repetitivas y también para soldar con materiales de aporte de alta aleación en materiales DS y SX.

Soldadura dura

Una aleación para soldadura por aporte de material (brazing), contiene elementos que disminuyen el punto de fusión de la aleación para unir piezas.

Lo ideal es que la aleación para soldadura por aporte de material (brazing) se derritiera muy por debajo del punto de fusión en el metal base. Por otro lado, la aleación para soldadura por aporte de material (brazing) debe ser capaz de resistir todos los tratamientos térmicos finales que son llevados a cabo en el componente. Esto determina los rangos permisibles de fusión en las aleaciones de alta temperatura (base de cobalto y níquel) para soldadura por aporte de material (brazing).

Las superaleaciones con base de níquel contienen aluminio y titanio para una buena resistencia a la termofluencia. Estos elementos son muy reactivos con el oxígeno. Por tanto, la soldadura por aporte de material (brazing) solo se puede realizar en hornos de alto vacío.

Las aplicaciones típicas de la soldadura por aporte de material son:

Ensamblaje: por ejemplo, soldadura en sellos alveolares

Reconstrucción de superficie (incluso en zonas sometidas a una presión elevada) para restaurar zonas corroídas, erosionadas o sometidas a fricción.

Los elementos que disminuyen el punto de fusión generan una cantidad limitada de fases frágiles en el material solidificado. Durante el funcionamiento, estas fases se van curvando y la ductilidad moderada de las reparaciones de soldadura fuerte aumenta con el tiempo.

El proceso de reparación se completa con el recubrimiento y el tratamiento térmico final.

Las superaleaciones contienen elementos que crean fases secundarias. Las fases secundarias se pueden ver como partículas de arenilla incrustada en los cristales y en los contornos de los granos de la aleación. Su presencia aumenta enormemente la resistencia a la termofluencia. Para alcanzar la mejor calidad, se tiene que optimizar su forma y distribución.

En aleaciones basadas en cobalto, los carburos son estas fases secundarias. En aleaciones basadas en níquel, el aluminio (más titanio, niobio o tantalio) se combina con níquel para formar Ni_3Al . Esta fase se denomina normalmente "gamma prime" (γ') y nos referimos generalmente a las partículas como "precipitadas".

Estas fases secundarias, que pueden ser hasta el 50 % o más del volumen de la aleación, se generan y moldean por tratamientos térmicos. Aunque sus efectos endurecedores son bajos, a menudo se les llama "tratamientos térmicos de endurecimiento por precipitación". Su objetivo no es endurecer la aleación sino generar una fina distribución de las partículas que es óptima para la resistencia a la termofluencia a temperaturas específicas.

Las precipitadas finas son mejores para una resistencia elevada y una temperatura intermedia; las precipitadas gruesas son mejores para una resistencia a la termofluencia a temperaturas elevadas.

Los aceros finos y las superaleaciones de fundición funcionan a temperaturas elevadas. "El funcionamiento se puede considerar un tratamiento térmico prolongado que puede generar cambios sustanciales

con el tiempo. Las precipitadas finas tienden a fusionarse o disolverse, y las precipitadas gruesas tienden a serlo incluso más.

El tratamiento térmico de estas aleaciones, tanto en producción como en restauración, consiste en un tratamiento térmico de solución a temperaturas elevadas seguido por uno o más pasos de precipitación a temperaturas intermedias. La temperatura y duración de estos pasos se debe seleccionar con cuidado y además es necesario que el enfriamiento sea intermedio. [SULZER Ltd. 2017]

CAPÍTULO 3.
METODOLOGÍA
EXPERIMENTAL

3.1 Obtención del material base.

Se extrajeron secciones de 1 cm de espesor aproximadamente en forma de barras de un álabe de turbina de gas de aleación base níquel y composición química descrita en la tabla 1.1, a fin de ser unidas mediante proceso de soldadura para su evaluación de propiedades mecánicas y análisis por caracterización microestructural (Fig.3.1).



Figura 3.1 a) Material base y b) secciones del material base.

Tabla 3.1 Composición química del material base obtenida mediante MEB.

Porcentaje en peso (%w)	Elementos Aleantes			
	Níquel	Hierro	Cobalto	Cromo
	57.07	26.35	12.52	4.06

3.2 Obtención de los materiales de aporte.

Se sintetizaron tres materiales de aporte de base níquel al 10, 20 y 30% en peso de cobalto denominadas respectivamente como: 90Ni-10Co, 80Ni-20Co y 70Ni-30Co, las cuales fueron obtenidas mediante fundición en vacío utilizando un horno de inducción electromagnética y crisoles de cuarzo en (Fig.3.2).



Figura 3.2 Horno de inducción electromagnética utilizado.

Obtenidas los materiales de aporte se procedió a realizar el seccionado de los mismos en pequeñas barras de aproximadamente 2 mm de espesor para poder utilizarlos en la unión por soldadura (Fig.3.3) Cabe mencionar que previo al proceso de unión las secciones de cada material fueron lavadas mediante baño ultrasónico para reducir contaminación.

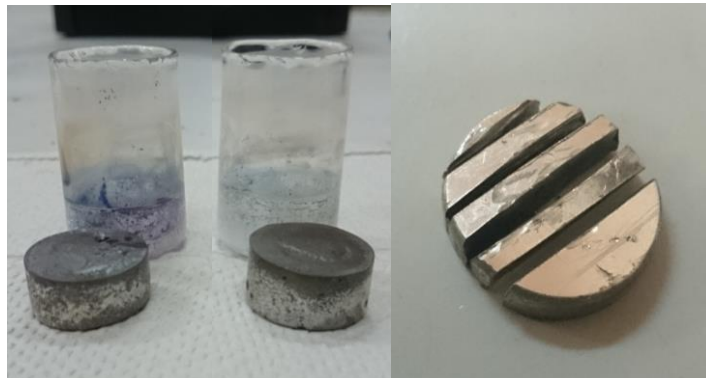


Figura 3.3 Aleaciones utilizadas como material de aporte.

3.3 Deposición de material por soldadura TIG.

Mediante la técnica de soldadura TIG (Tungsten Inert Gas) por sus siglas en inglés, utilizando los tres diferentes materiales de aporte y gas de argón para crear atmosfera inerte durante el proceso (Fig.3.4),

denominando a cada material depositado con el prefijo A de álabe A-90Ni-10Co, A-80Ni-20Co y A-70Ni-30Co.



Figura 3.4 Dispositivos y conexión para la deposición de material de aporte.

3.3.1 Rectificación de materiales.

Se utilizó la técnica de esmerilado y lijado para emparejar las muestras y dejarlas a dimensiones regulares con buen acabado superficial, a efecto de facilitar la manipulación de las mismas.

3.4 Caracterización microestructural.

3.4.1 Proceso de desbaste y pulido.

Se procedió a desbastar y pulir una de las caras de los materiales (material base, material de aporte y material depositado). La secuencia de desbaste se realizó utilizando lijas tipo esmeril del grado 80 hasta el grado 2000. Después de lavarlas y secarlas perfectamente, se pulieron a espejo mediante polvo abrasivo de alúmina (Al_2O_3) de 1 y $0.5\mu m$ suspendida en un paño de algodón de textura fina. El pulido se realizó en una máquina pulidora Leco Spectrum System 1000, a una velocidad angular lenta realizando giros inversos a los del disco para así lograr un buen acabado superficial, dejando lo más clara posible la microestructura libre de rayas.

Una vez alcanzado el pulido a espejo, se lavaron las muestras y se sometieron a baño ultrasónico por 25 minutos para eliminar los restos de alúmina. Se les enjuagó con alcohol etílico y se secaron con aire caliente.

3.4.2 Microscopía óptica y electrónica de barrido.

Para llevar a cabo el análisis microestructural de los materiales fue necesario el revelado de su microestructura, el cual se realizó mediante el ataque químico de un reactivo (tabla 3.2) con diferentes tiempos de exposición al mismo (15, 25 y 60 segundos), se utilizó microscopio electrónico de barrido LEO-1450VP y microscopio óptico Olympus-GX71F (Fig.3.5 a y b) para dicho análisis.

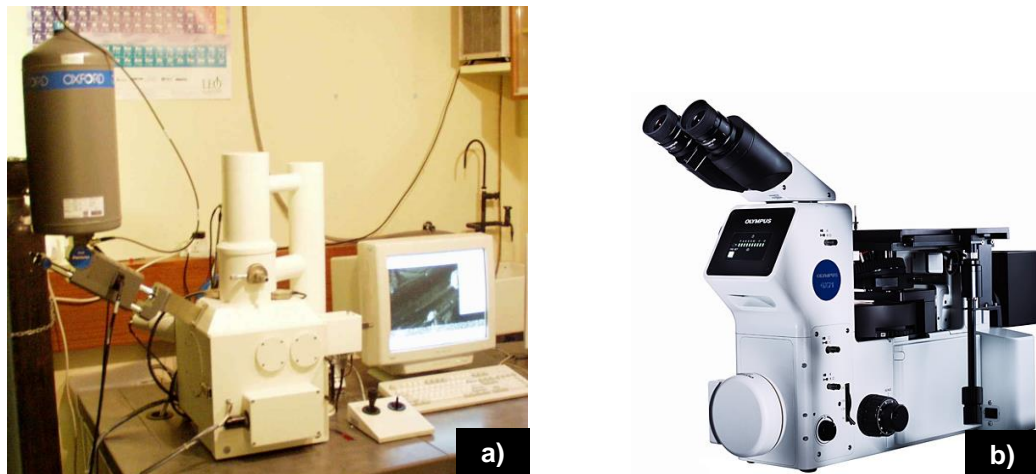


Figura 3.5 a) Microscopio electrónico de barrido y b) Microscopio óptico.

Tabla 3.2 Composición química del reactivo para el ataque.

FeCl ₃ (gr)	HCl (ml)	H ₂ O (ml)
12.5	12.5	50

3.5 Evaluación de propiedades mecánicas.

3.5.1 Medición de microdureza.

Pruebas de microdureza fueron realizadas a las materiales con la ayuda de un microdurómetro LECO de escala Vickers modelo M300AT (Fig. 3.6)

con carga aplicada de 200 gramos (0.2 kg) mediante un indentador piramidal de diamante por un periodo de 10 segundos. Se realizaron 15 identaciones a lo largo de la superficie de las muestras, a efecto de obtener un valor promedio más exacto.



Figura 3.6 Microdurómetro utilizado.

3.5.3 Ensayos de tenacidad a la fractura.

Considerando la norma ASTM E-399 que propone varios tipos de probetas (Fig.3.7), la prueba consiste en aplicar carga a la probeta del material la cual contiene una muesca o entalle, colocada sobre pernos de soporte hasta su fractura.

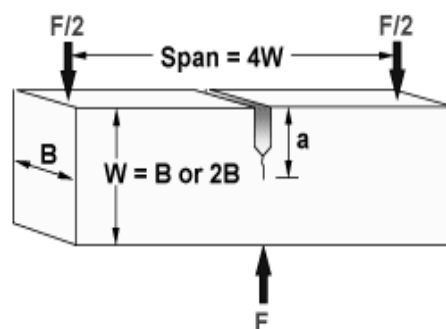


Figura 3.7 Especificaciones de las probetas utilizadas en el ensayo de tenacidad a la fractura.

Fabricación de probetas.

Las probetas para dicho ensayo se maquinaron mediante procesos de corte como: fresado, rectificado y lijado de acuerdo dimensiones indicadas en la (Fig.3.8), cumpliendo con las especificaciones de la norma referida en el párrafo anterior.

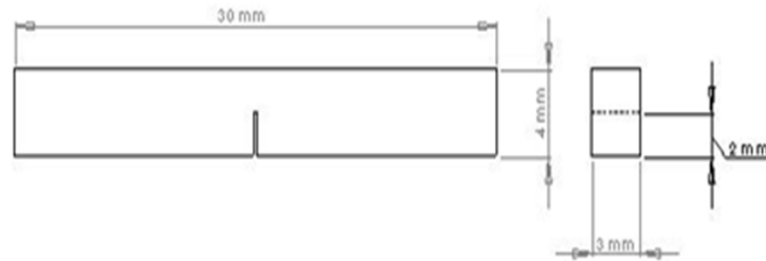


Figura 3.8 Dimensiones de las probetas utilizadas para el ensayo de tenacidad a la fractura.

Ya obtenidas las probetas y con dimensiones establecidas se procedió a realizar la muesca o entalle con ayuda de un hilo de diamante con diámetro de 1 mm.

Cálculo de la tenacidad a la fractura K_{Ic} .

El valor de la tenacidad se obtuvo con base en el factor geométrico, calculado a partir de la ecuación 3.1.

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{3 \frac{a}{W}^{1/2} \left[1.99 - \left(\frac{a}{W}\right) \left(1 - \frac{a}{W}\right) \left(2.15 - \frac{3.93 a}{W} + \frac{2.7 a^2}{W^2} \right) \right]}{2 \left(1 + \frac{2 a}{W} \right) \left(1 - \frac{a}{W} \right)^{3/2}} \quad \text{Ec 3.1}$$

Donde **a** refiere a la longitud de la muesca y **W** a la altura de la probeta, ambas en metros. Cabe mencionar que el factor geométrico antes descrito es adimensional.

Una vez obtenido el factor geométrico, con base en la ecuación 3.2 se determina el valor de la tenacidad a la fractura.

$$k_Q = \left(\frac{P_Q S}{(BW)^{\frac{3}{2}}} \right) f \left(\frac{a}{w} \right) \quad \text{Ec 3.2}$$

Donde **PQ** es la carga aplicada, **S** refiere a la distancia entre apoyos y **B** al ancho de la probeta.

Modelado para ensayo.

El dispositivo utilizado para la realización de la prueba (Fig.3.9 a) consta de apoyos montables y apilables en la base para la colocación de la probeta a ensayar y una placa superior desplazable para el apilamiento de las pesas (aplicación de carga). Debido a que la placa presentó inestabilidad se adaptó una base adicional que centrara la carga en la probeta (Fig.3.9 b).

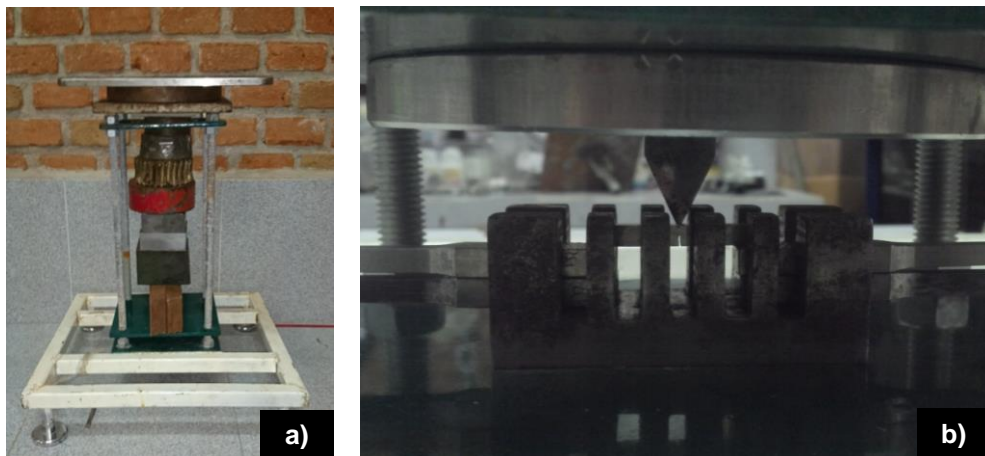


Figura 3.9 a) Dispositivo para ensayo de tenacidad a la fractura y b) Base concentradora de carga.

3.5.1 Ensayos de tensión.

Se requiere conocer las propiedades mecánicas de las muestras unidas con la deposición del material de aporte tales como: esfuerzo de fluencia (σ_y), esfuerzo último a tensión (σ_{UTS}), módulo elástico (E) y porcentaje de

deformación (ductilidad) principalmente, para lo cual se optó por realizar ensayos de tensión a los materiales, con base en las especificaciones de la norma ASTM E-8 (Fig.3.10) que propone probetas estandarizadas de sección transversal rectangular.

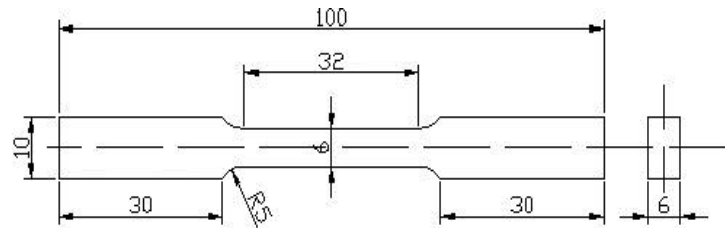


Figura 3.10 Dimensiones de la probeta para el ensayo de tensión.

Las pruebas se realizaron a través de una máquina de ensayo universal de 10 Toneladas, para lectura y adquisición de datos se utilizó el software Maxtest (Fig.3.11), hasta que el material presentara variación después de la parte lineal de la curva hasta su fractura, pudiendo obtener las variables deseadas.



Figura 3.11 Máquina de ensayo universal y adquirente de datos.

3.5.4 Ensayos de termofluencia.

Debido a la necesidad de conocer los datos de interés que permitan determinar el factor de termofluencia de los materiales depositados y puesto a que no se cuenta con un dispositivo para realizar las pruebas, se pensó en un diseño que permitiera la realización de las mismas para el

cálculo del tiempo de ruptura o falla por termofluencia en los materiales bajo estudio.

Diseño y manufactura de dispositivo para ensayo.

Debido a la geometría del material comercial, se optó por utilizar perfiles PTR con sección transversal cuadrada de $1\frac{1}{2}$ x $1\frac{1}{2}$ pulgadas, rectangular de 4 x 2 pulgadas, ángulo de $1\frac{1}{2}$ pulgadas y solera de 2 pulgadas de acero cold rolled 1018, los cuales con base en el esquema de la Fig.3.12 fueron seccionados y unidos por soldadura mediante arco eléctrico con electrodos convencionales E 6013.

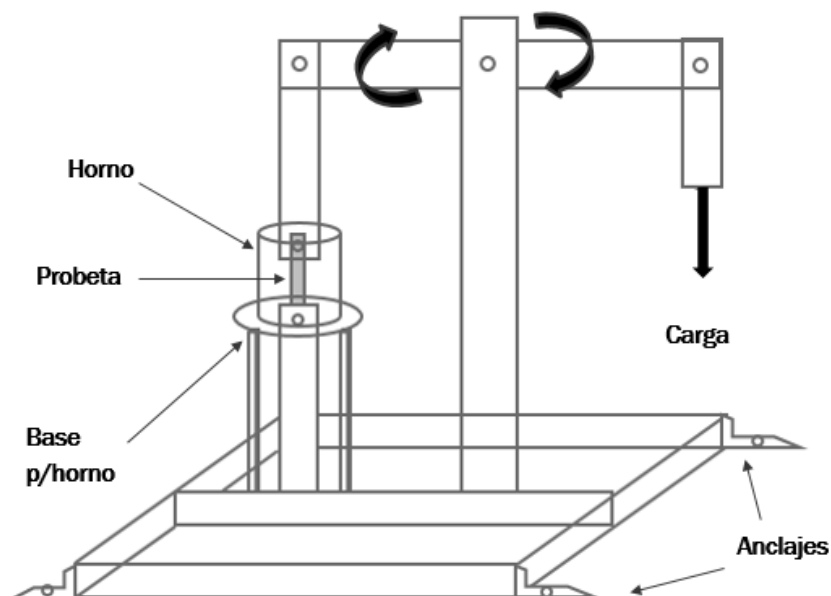


Figura 3.12 Diagrama para el dispositivo para ensayo de termofluencia.

Cabe mencionar que para la unión del brazo superior se utilizaron tornillos de alta resistencia grado 5 de $\frac{1}{2}$ y $\frac{3}{4}$ de pulgada de diámetro para los extremos y la parte central, mientras que para los anclajes del dispositivo se utilizaron tornillos de $\frac{3}{8}$ de pulgada con taquete expansivo (Fig.3.13).



Figura 3.13 Dispositivo para ensayo de termofluencia.

Fabricación de probetas.

Se secciono material base de la parte inferior del álabe (Fig.3.14 a) por su geometría regular y solidez de acuerdo a las medidas incluidas en el apéndice A. Una vez obtenidas las secciones se requirieron algunas técnicas de maquinado adicionales como lo son: fresado, barrenado, rectificado y corte para proceder a la unión de las mismas (Fig.3.14 b).

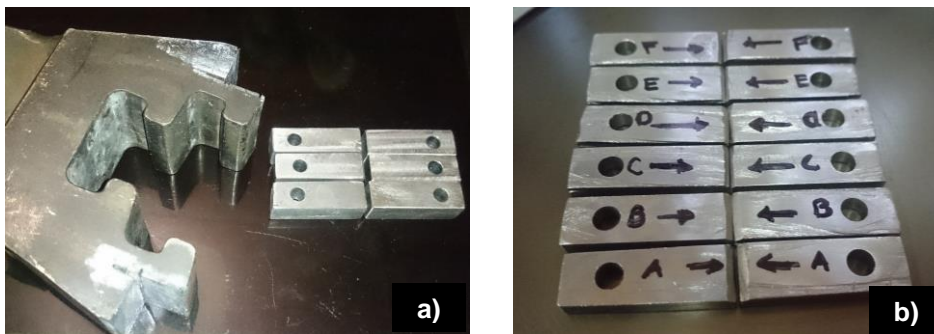


Figura 3.14 a) Muestras extraídas del material base y b) Muestras maquinadas para unión.

Deposición de material de aporte para maquinado de probetas.

Se utilizaron las mismas condiciones iniciales para la deposición de los materiales de aporte y misma la técnica de soldadura por TIG (Fig.3.15).



Figura 3.15 Materiales depositados mediante técnica TIG.

Maquinado de probetas

Realizada la deposición de los materiales se procedió a maquinar las probetas requeridas con base en las especificaciones de la norma ASTM E-8, misma que se utilizó durante el ensayo a tensión (ver apéndice A).

De igual forma se utilizaron procesos de fresado y desbaste para quitar el excedente de material y dejar a las dimensiones requeridas para el ensayo (Fig.3.16).



Figura 3.16 Probetas para ensayo de termofluencia.

Elaboración de horno para pruebas

Debido a las altas temperaturas requeridas para el ensayo (700° – 750° C) y con base en las dimensiones propuestas para las probetas, se fabricó

un horno utilizando cemento refractario y alambre de aleación nicromel de 2 milímetros de diámetro para la resistencia (Fig.3.17).



Figura 3.17 Horno utilizado para ensayo de termofluencia.

Modelado para ensayo

Se procedió al montaje del dispositivo para el ensayo utilizando el horno refractario, controlador de temperatura y un termopar (Fig.3.18), mediante los cuales se reguló el incremento o disminución de temperatura. Cabe señalar que las pruebas se realizaron por duplicado para cada material depositado a una temperatura de 750° C.



Figura 3.18 Ensayo de termofluencia.

**CAPÍTULO 4.
RESULTADOS Y
DISCUSIÓN.**

4.1 Microestructura del material base.

A continuación, se presentan algunas micrografías de la estructura del material base (ver tabla 3.1), mismas que fueron capturadas mediante microscopía electrónica de barrido (MEB) seguido de un microanálisis a fin de conocer el porcentaje en peso de los elementos presentes en el material.

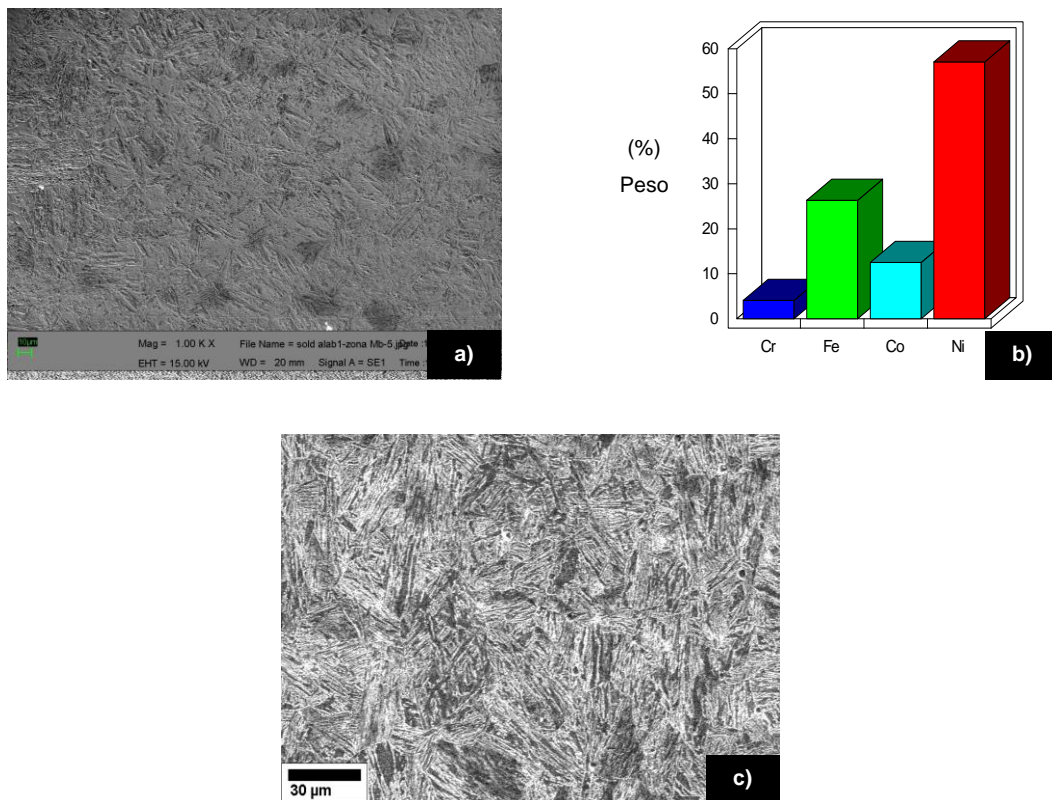


Figura 4.1 a) Micrografía del material base a 1000X, b) Microanálisis de elementos aleantes y c) Micrografía de fase martensita, Tesis de Licenciatura “Evaluación de Propiedades Mecánicas en Aceros Microaleados”

El material base presenta una estructura semejante a las fases martensita o bainita debido a su peculiar forma de agujas y granos columnares, la cual se encuentra compuesta aproximadamente por el 57.07% de Níquel, 26.35% de Hierro, 12.52% de Cobalto y el 4.06% de Cromo. Cabe mencionar que la composición química de la aleación se calculó mediante el software Spectrum 2 INCA del microscopio electrónico de barrido.

4.2 Microestructura de los materiales de aporte.

Las siguientes micrografías presentan la estructura del material de aporte 80%Níquel - 20%Cobalto (porcentaje en peso) a diferentes aumentos, en las cuales se logra apreciar una frontera de grano definida y estructura de grano semicolumnar y equiaxiada con un tamaño promedio de $27.75\mu\text{m}$.

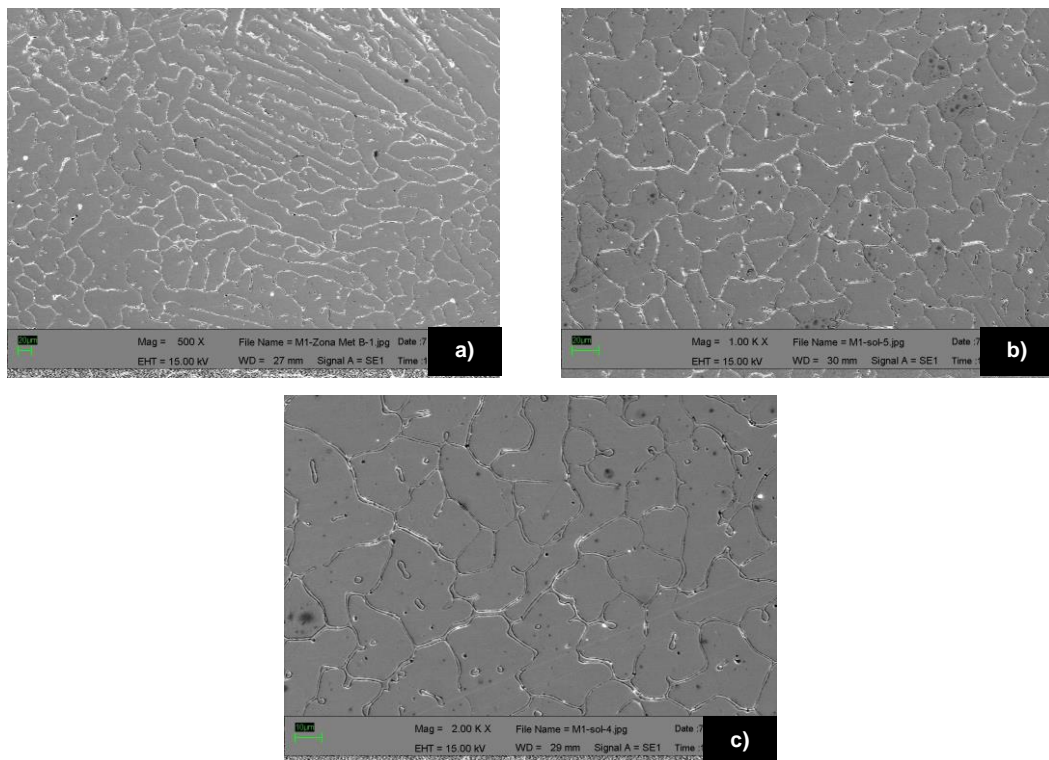


Figura 4.2 Microestructuras del material de aporte 80Ni-20Co a diferentes aumentos a) 500X, b) 1000X y c) 2000X.

Por otra parte, el material de aporte 70%Níquel - 30% Cobalto presenta una estructura y tamaño de grano más fino en comparación a los otros dos materiales de aporte, contiene una mayor área de frontera de grano que pudiera presentar alguna subfase como se puede apreciar en la micrografía a 2000 y 5000 aumentos.

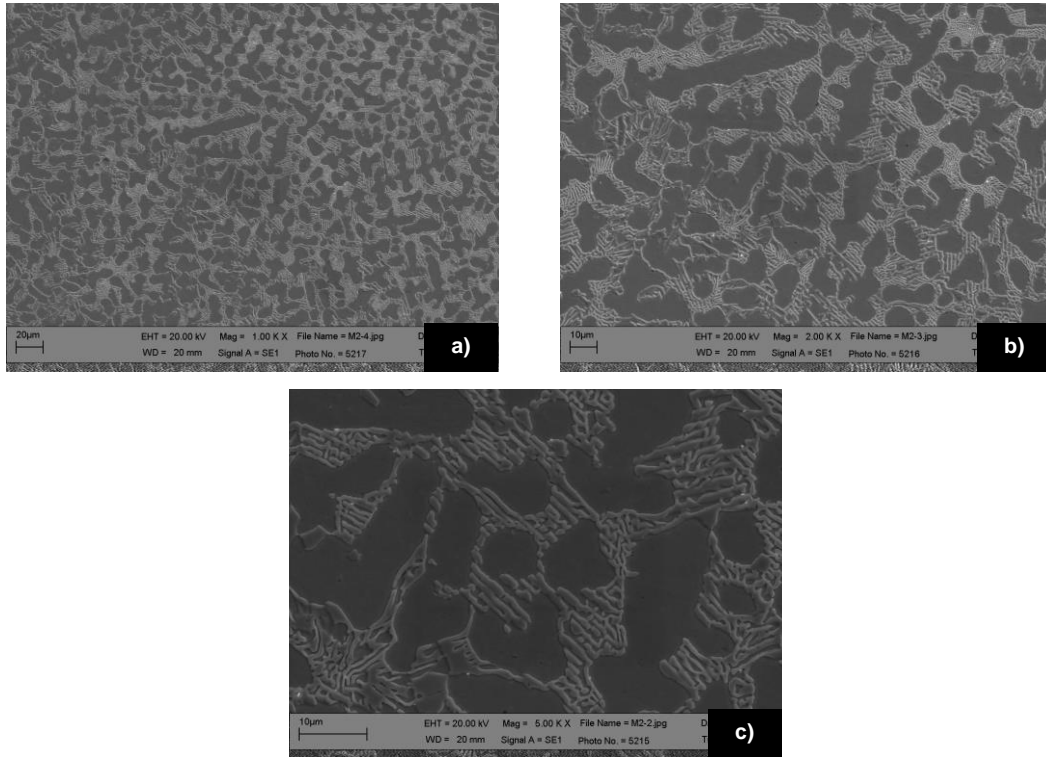


Figura 4.3 Microestructuras del material de aporte 70Ni-30Co a diferentes aumentos a) 1000X, b) 2000X y c) 5000X.

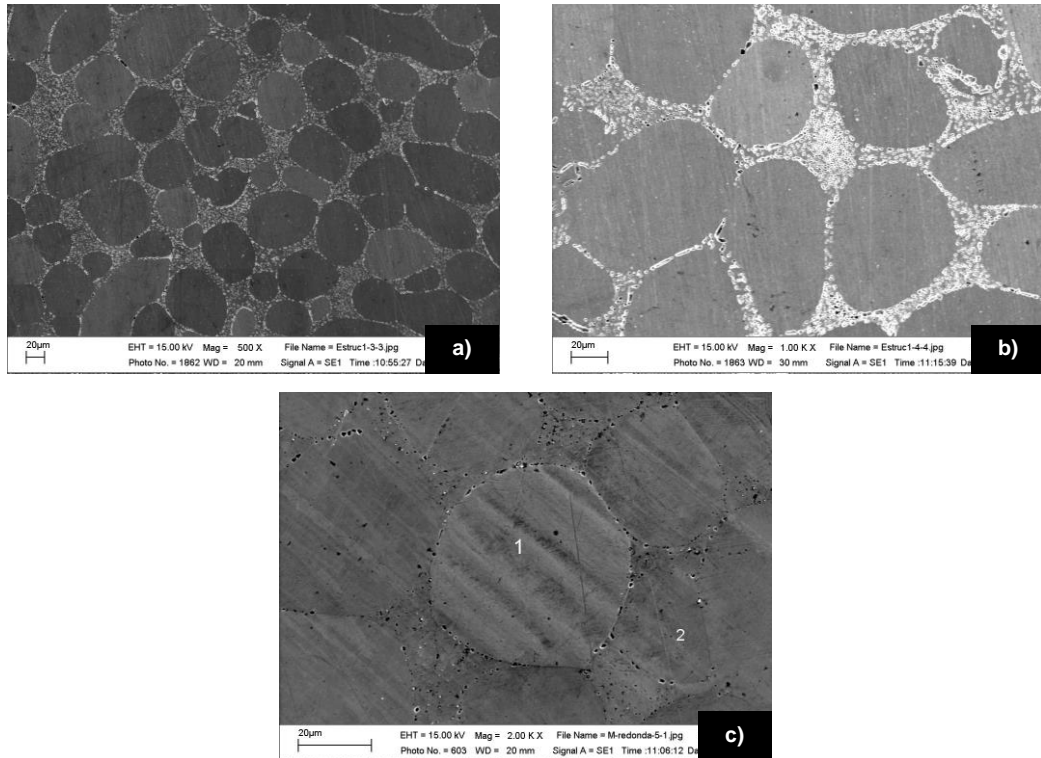


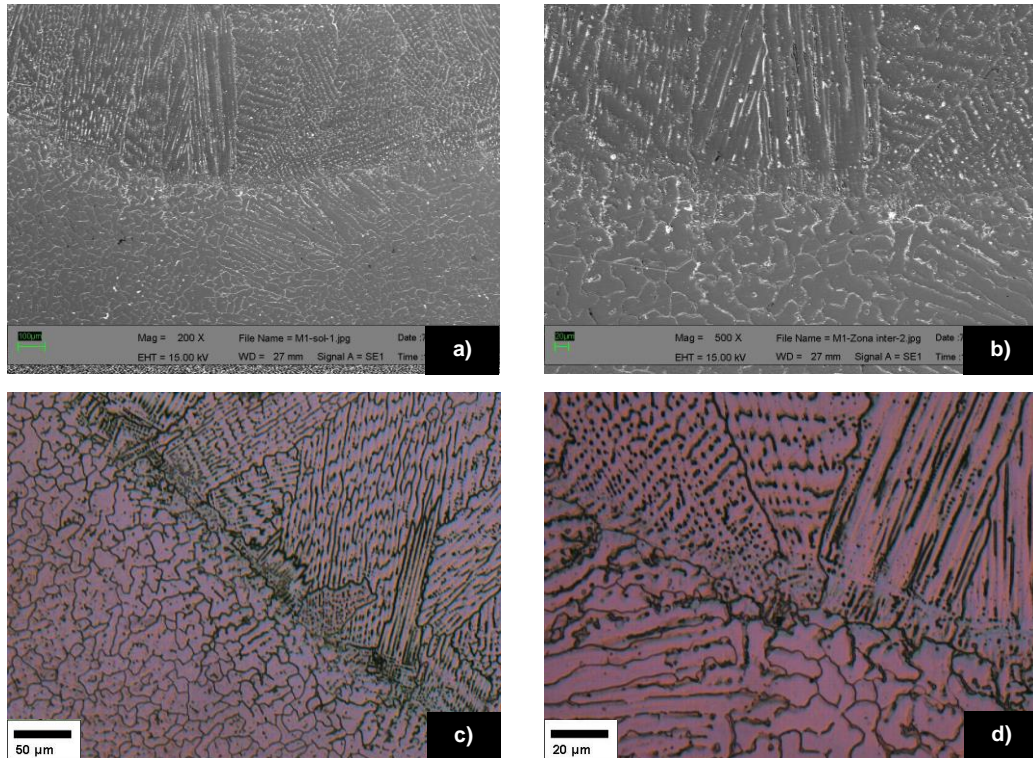
Figura 4.4 Microestructuras del material de aporte 90Ni-10Co a diferentes aumentos a) 500X, b) 1000X y c) 2000X.

El material de aporte 90%Níquel - 10% Cobalto presenta una estructura de grano acicular y tamaño de grano promedio aproximado de $49.86\mu\text{m}$, un grano más pronunciado en comparación de las otras aleaciones, se logra apreciar un área considerable de frontera de grano y porosidad en la misma.

4.3 Microestructura del material depositado.

Derivado del análisis particular de la interfase o zona afectada por el calor HAZ (Heat affected Zone) por sus siglas en inglés para los tres materiales de aporte se encontró lo siguiente.

Las siguientes micrografías corresponden a al material depositado 80%Níquel - 20%Cobalto denominado como A-80Ni-20Co:



Quantitative results

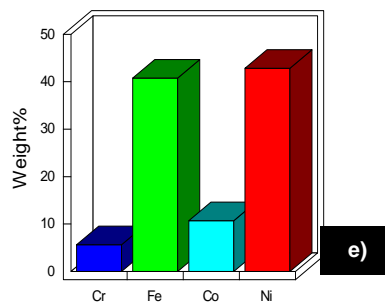


Figura 4.5 Microestructuras del material depositado A-80Ni-20Co a diferentes aumentos a) 200X y b) 500X, microscopia óptica c) 20X, d) 50X y e) microanálisis de elementos aleantes.

Se aprecia con claridad la diferencia en la microestructura, ya que el material base presenta grano columnar con distinta fase, mientras que el material de aporte el grano es equiaxial, por otra parte, en la interfase se aprecia una combinación de granos columnares y equiaxiales debido a solidificación con presencia de precipitados en mayor índice en la zona del material base.

El microanálisis en la interfase revela que se encuentra compuesta aproximadamente por el 42.87% de Níquel, 40.77% de Hierro, 10.67% de Cobalto y 5.66% de Cromo como se puede apreciar en el e) de la fig.4.5

A continuación, se presenta un escaneo de línea realizado a través de la sección que abarca el material base, interfase y material de aporte sobre una longitud de 180µm, en el podemos apreciar la proporción de elementos presentes en esa dimensión.

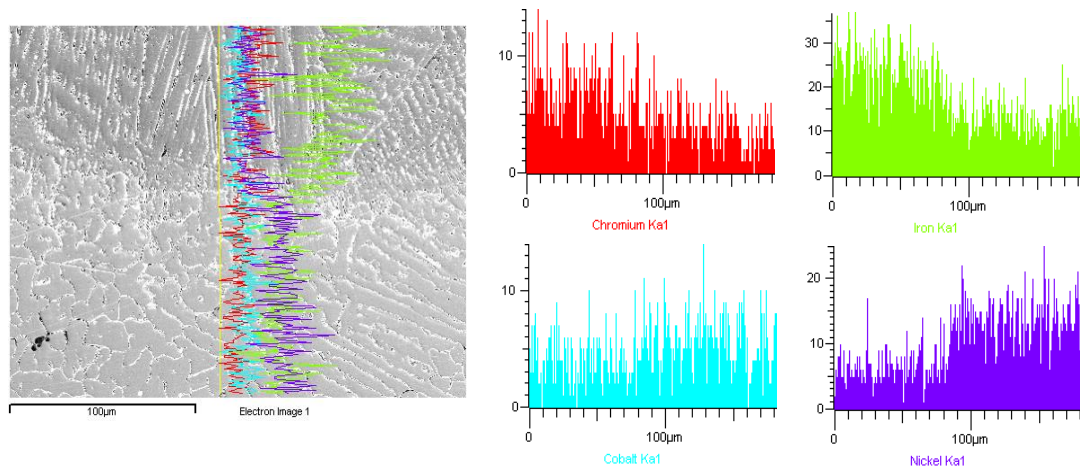


Figura 4.6 Escaneo de línea del material depositado A-80Ni-20Co.

Mediante un mapeo sobre un área aproximada de $50,371\mu\text{m}^2$ se distingue la proporción, distribución y dispersión de los elementos presentes en la interfase, se aprecia que los elementos mayormente presentes en esa área son el hierro, níquel y cobalto respectivamente.

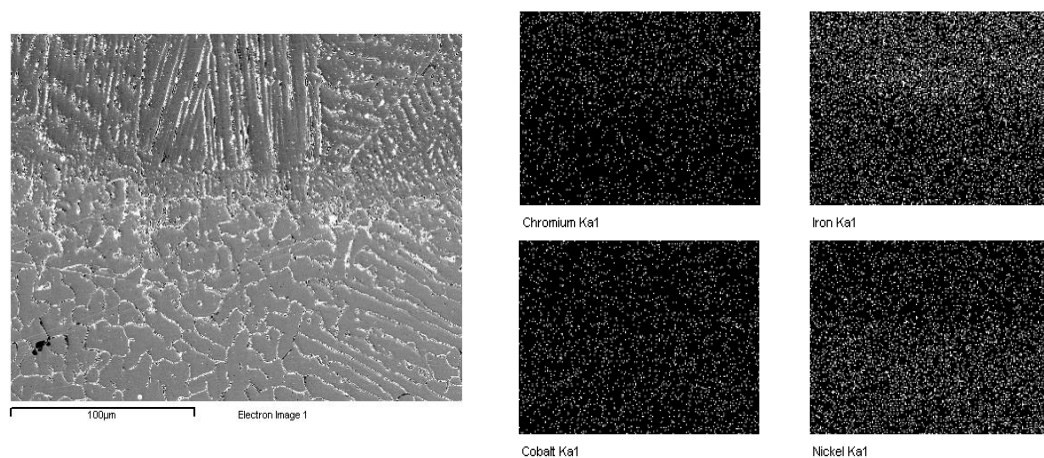
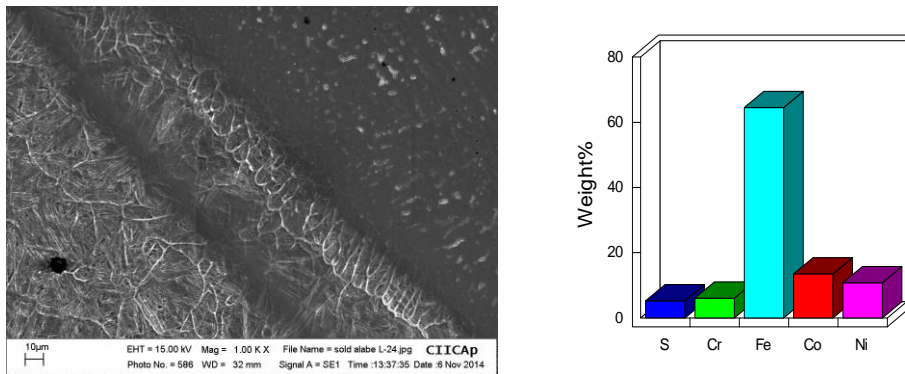


Figura 4.7 Mapeo mediante MEB del material depositado A-80Ni-20Co.

La interfase del material depositado 70% Níquel - 30% Cobalto denominado como A-70Ni-30Co presento transformación de fase y cambios en la estructura de grano pasando de ser columnares a equiaxiales, el microanálisis de elementos presentes revela que se encuentra compuesta aproximadamente por el 64.48% de hierro, 13.50% de cobalto, 10.75% de níquel y un 11.27% entre otros elementos.



En el caso del material depositado 90% Níquel - 10% Cobalto denominado como A-90Ni-10Co fig.4.9 la interfase presentó una estructura similar a la fase bainita, únicamente con 3 elementos aleantes 65.91% de hierro, 24.74% de níquel y 9.36% de cromo a diferencia de las otras dos que arrojaron resultados de cobalto.

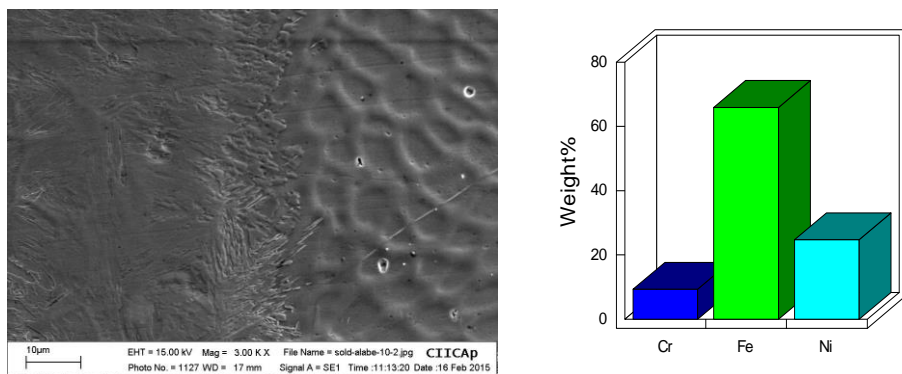


Figura 4.9 a) Microestructura del material depositado A-90Ni-10Co a 3000X y b) Microanálisis de elementos aleantes.

4.4 Microdureza de los materiales.

A continuación, se presentan resultados de microdureza de los materiales bajo estudio.

Tabla 4.1 Resultados de microdureza de los materiales.

Material	Microdureza (HV)
Base (álabe)	259.16
90Ni-10Co	96.95
80Ni-20Co	286.04
70Ni-30Co	520.8

La gráfica siguiente muestra la variación de la microdureza entre las aleaciones, como se puede apreciar el porcentaje de cobalto es directamente proporcional al incremento en el índice de microdureza en los materiales de aporte.

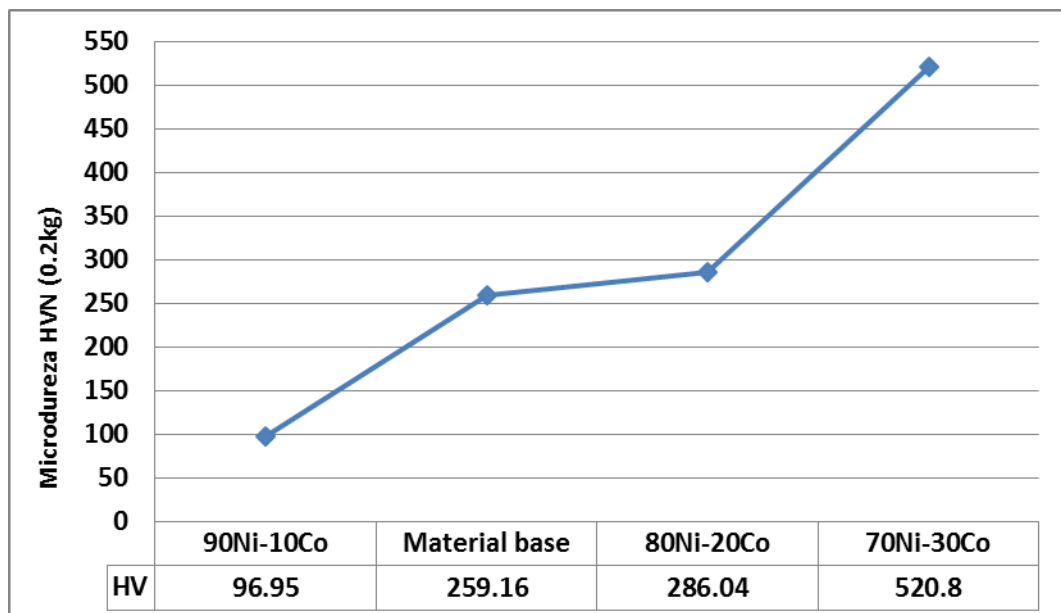


Figura 4.10 Gráfica de la microdureza en los materiales.

La diferencia del $\pm 10\%$ en peso de cobalto presente en los materiales de aporte generó los siguientes incrementos en la microdureza: el material de aporte 80Ni-20Co incrementó un 195% respecto al material de aporte 90Ni-10Co, mientras que el material de aporte 70Ni-30Co aumentó el 82% respecto a la 80Ni-20Co, resultando ser el material de aporte más duro de los tres propuestos.

La tabla 4.2 muestra el porcentaje de variación de la microdureza en comparación al material base.

Tabla 4.2 Porcentaje de variación en la microdureza de los materiales.

Materiales	Microdureza (%)
A-90Ni-10Co	-62.60
A-80Ni-20Co	+10.37
A-70Ni-30Co	+100.94

Las siguientes imágenes muestran los análisis de microdureza escalonada realizados en las zonas (BASE-INTERFASE-APORTE) para los tres materiales depositados.

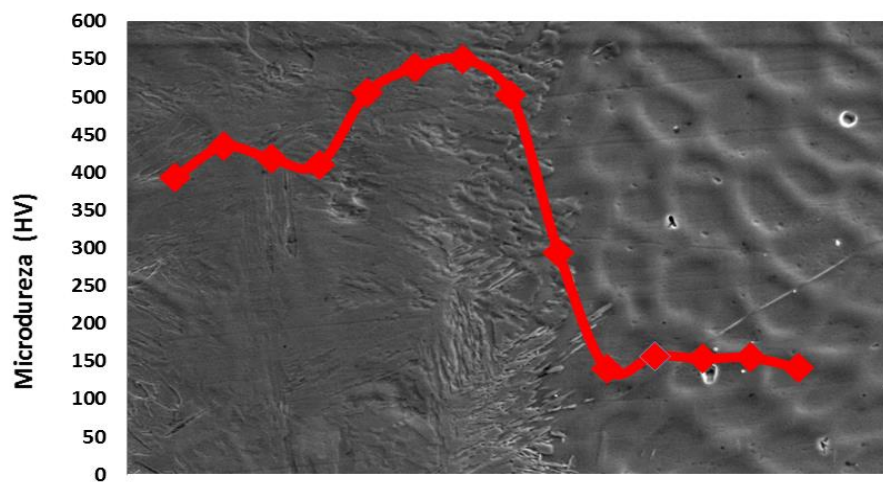


Figura 4.11 Microdureza escalonada en el material depositado A-90Ni-10Co.

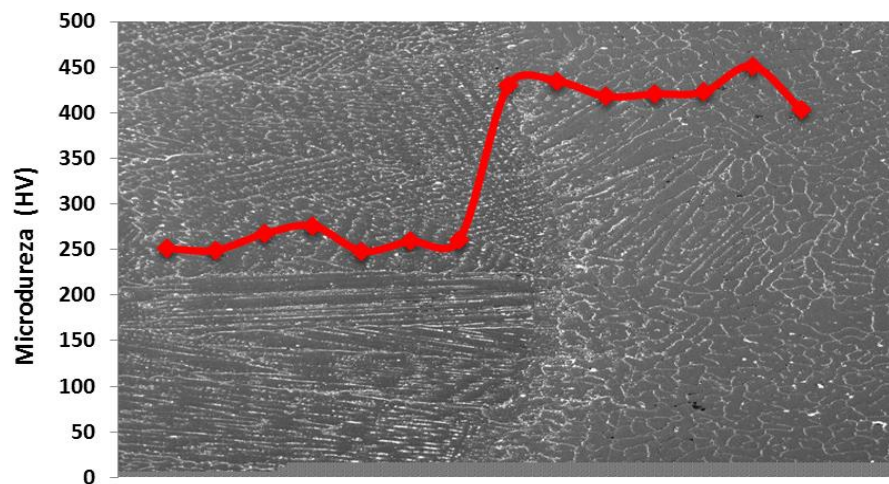


Figura 4.12 Microdureza escalonada en el material depositado A-80Ni-20Co.

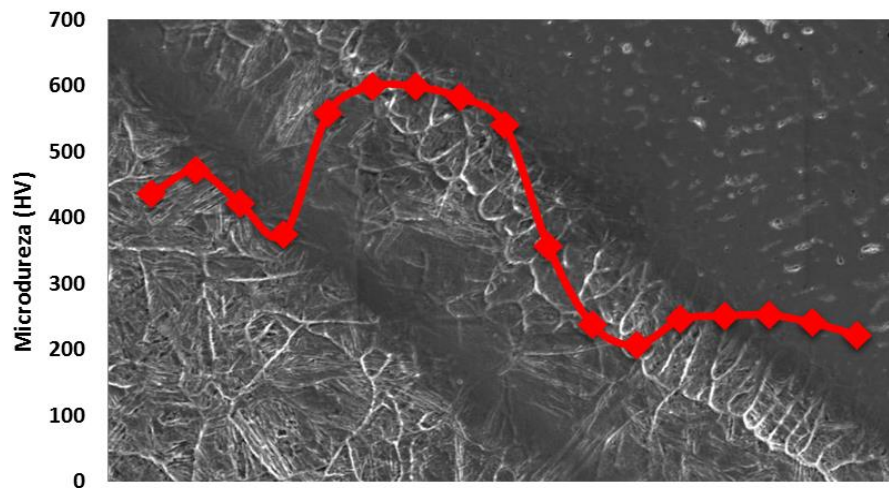


Figura 4.13 Microdureza escalonada en el material depositado A-70Ni-30Co.

Como se puede apreciar existieron variaciones en la microdureza, mismas que fueron generadas durante el proceso de deposición (soldadura) del material de aporte.

Los tres materiales depositados tuvieron la tendencia a incrementar su microdureza en la interfase, tales incrementos en el caso de los materiales depositados A-90Ni-10Co y A-70Ni-30Co únicamente se mantuvieron en esa zona, pero al aproximarse al material de aporte disminuyeron notoriamente, por otra parte, el material depositado A-80Ni-

20Co mantuvo el índice de incremento de microdureza hasta la zona del material de aporte.

4.5 Tenacidad a la fractura de los materiales depositados.

Obtenido el factor geométrico con base en las dimensiones de los especímenes y a la carga aplicada, se obtuvieron los siguientes resultados:

Tabla 4.3 Dimensiones de los especímenes para cálculo de K_{Ic} y resultados.

Material	W (m)	B (m)	S (m)	f(a/W)	P_Q (N)	K_{Ic} (MPa m ^{1/2})
Base	----	----	----	----	----	42.16
A-90Ni-10Co	0.0047	0.0025	0.0266	3.710	268.45	20.06
A-80Ni-20Co	0.00485	0.0030	0.0202	2.044	1152.75	27.25
A-70Ni-30Co	0.0041	0.0032	0.0289	2.91	581.04	32.12

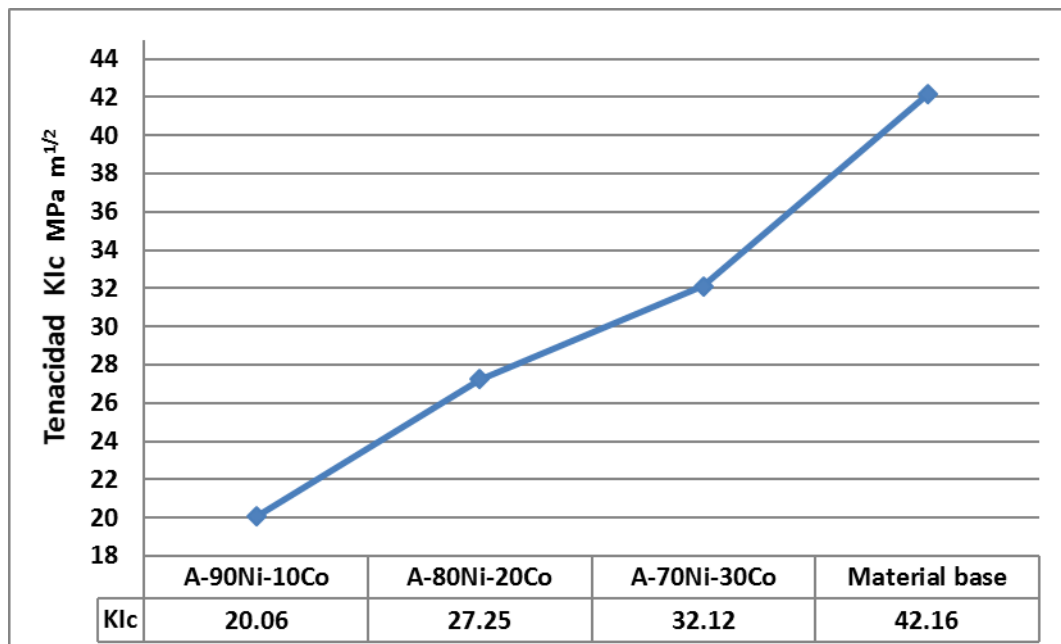


Figura 4.14 Gráfica de la tenacidad a la fractura en los materiales.

Mediante la gráfica de la fig.4.14 se logra apreciar visualmente que la tenacidad a la fractura K_{Ic} se encuentra en función del porcentaje de cobalto presente en los materiales de aporte de la misma manera que la microdureza son directamente proporcionales.

Tabla 4.4 Porcentaje de variación en la tenacidad a la fractura de los materiales.

Materiales	Tenacidad (%)
A-90Ni-10Co	-52.42
A-80Ni-20Co	-35.37
A-70Ni-30Co	-23.82

La tabla 4.4 muestra el porcentaje de disminución de la tenacidad a la fractura en comparación del material base, para el caso de la deposición A-70Ni-30Co disminuyó un 23.82%, siendo el material más tenaz, mientras que el material A-80Ni-20Co disminuyó un 35.37% presentando tenacidad intermedia, y por último el material A-90Ni-10Co redujo un 52.42% cuyo índice de tenacidad fue el más bajo.

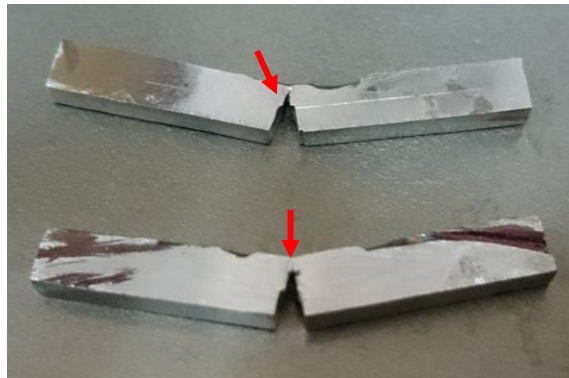


Figura 4.15 Fotografía de las probetas posterior a la prueba de tenacidad.

La fig. 4.15 muestra la deformación de las probetas sometidas a la prueba de tenacidad a la fractura, como se puede apreciar en ambas probetas la fractura y propagación de la grieta fueron exactamente en medio, que fue la zona de la deposición de los materiales de aporte.

4.6 Ensayos de tensión a los materiales depositados.

Realizadas las pruebas de tensión se obtuvieron los datos de interés para determinar las propiedades mecánicas mediante las curvas de esfuerzo-deformación presentadas a continuación (Fig 4.16 - 4.19).

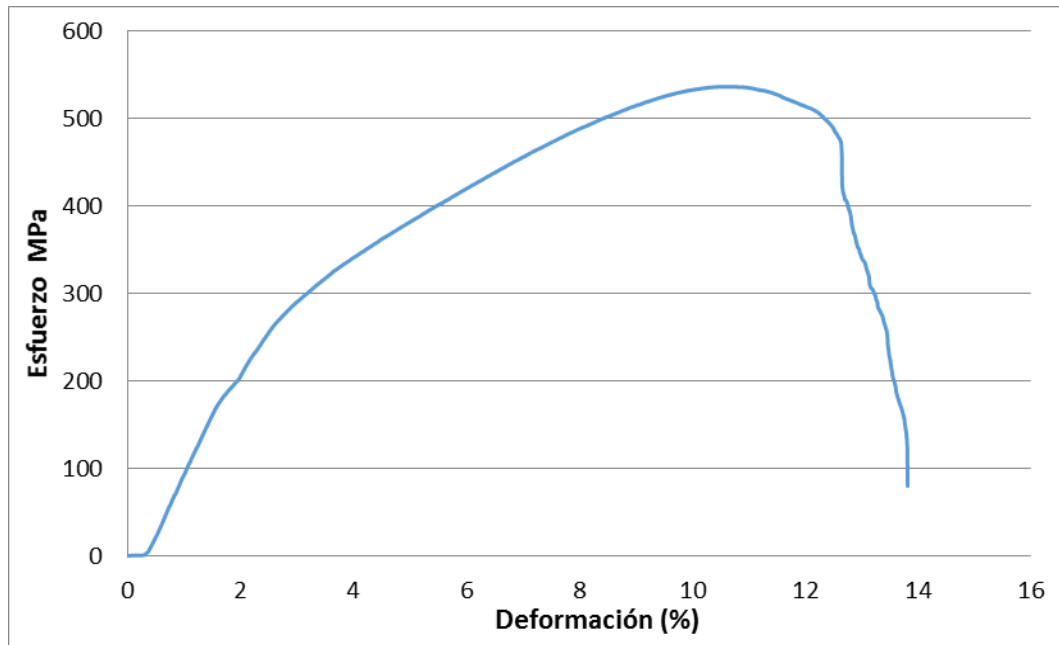


Figura 4.16 Curva esfuerzo – deformación del material base.

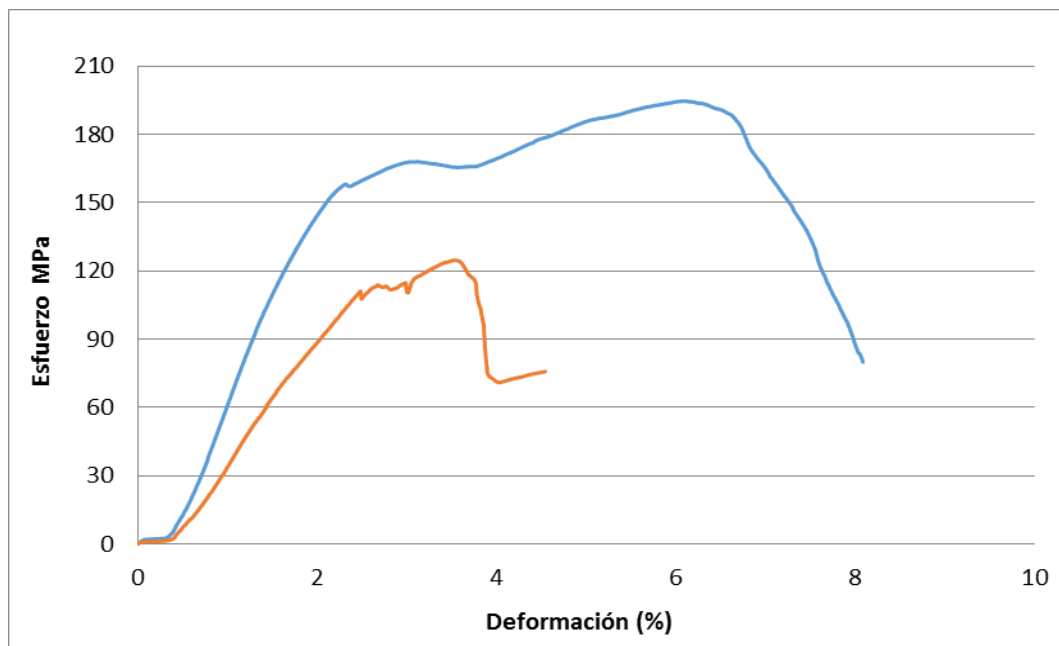


Figura 4.17 Curvas esfuerzo – deformación para el material A-90Ni-10Co.

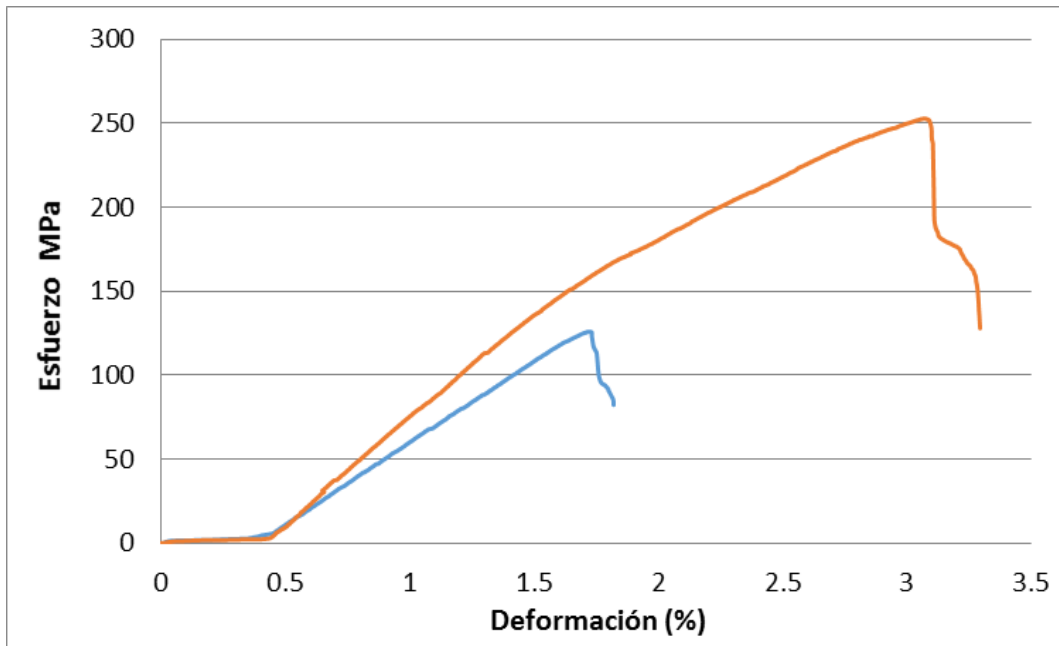


Figura 4.18 Curvas esfuerzo – deformación para el material A-70Ni-30Co.

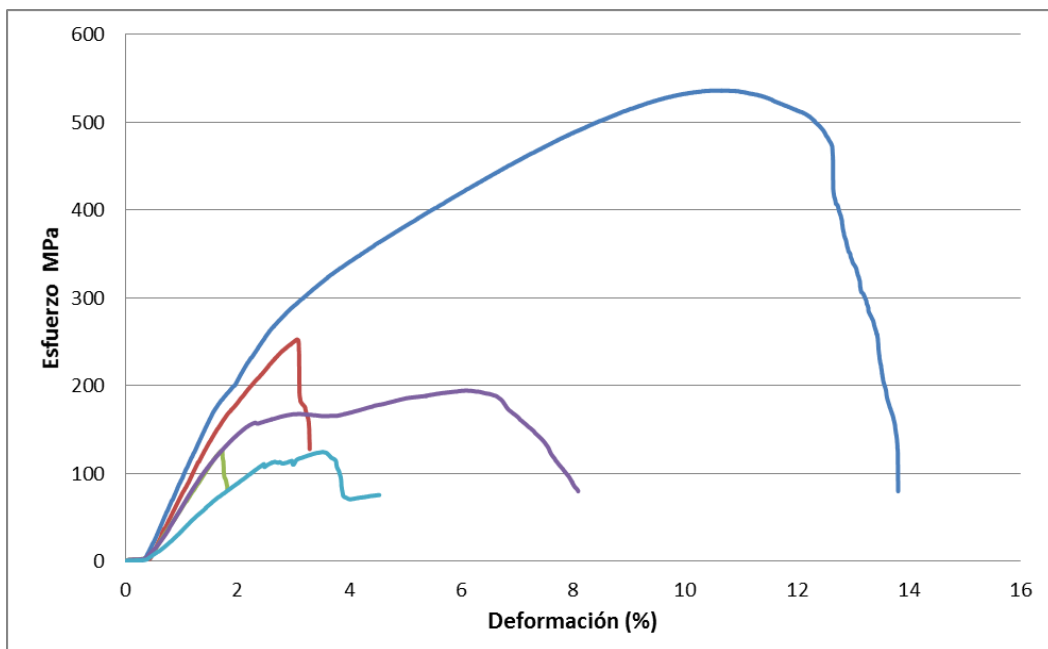


Figura 4.19 Curvas esfuerzo – deformación de los materiales

La curva esfuerzo - deformación del material base presenta un comportamiento adecuado con una buena combinación de propiedades mecánicas de resistencia y ductilidad.

Las curvas esfuerzo – deformación del material depositado A-90Ni-10Co presentan un comportamiento semejante al material base, a diferencia en el índice de propiedades mecánicas, estas curvas tienden más hacia la deformación, comportamiento similar a un material dúctil

Las curvas esfuerzo – deformación del material depositado A-70Ni-30Co tienen la tendencia hacia el esfuerzo contrarrestando ductilidad comportamiento semejante a un material frágil.

Tabla 4.5 Propiedades mecánicas en los materiales.

Material	σ_y (MPa)	σ_{UTS} (MPa)	% Deformación
Base (álabe)	301	536	13.8
A-90Ni-10Co	112	160	6.054
A-80Ni-20Co*	----	----	----
A-70Ni-30Co	157	189	2.43

* Cabe mencionar que la prueba a tensión para el material depositado A-80Ni-20Co fue realizada, pero debido a que los parámetros únicamente fueron para asegurar que no existiera desprendimiento de material de aporte al ser sometida a esfuerzo y a que no se utilizaron las mismas condiciones de carga para dicha prueba se decidió no incluir los resultados obtenidos durante la misma.

Tabla 4.6 Variación en las propiedades mecánicas de los materiales de aporte.

Material	% σ_y	% σ_{UTS}	% Deformación
A-90Ni-10Co	-62.80	-70.15	-56.13
A-80Ni-20Co	----	----	----
A-70Ni-30Co	-47.84	-64.74	-82.39

En la tabla 4.6 se aprecia la variación de las propiedades mecánicas en comparación al material base.

El material depositado A-90Ni-10Co fue el que presentó las propiedades mecánicas más bajas, disminuyendo los esfuerzos de fluencia y ultimo a tensión por 62.80% y 70.15% respectivamente y reducción en el porcentaje de deformación por un 53.13%.

Por otra parte, el material depositado A-70Ni-30Co obtuvo esfuerzos de fluencia y ultimo a tensión inferiores por 47.84% y 67.74% respectivamente y un porcentaje de deformación 82.39% inferior. Siendo el material de aporte y depositado con mejores resultados



Figura 4.20 Fotografías de las probetas posterior a la prueba de tensión.

Como resultado del ensayo de tensión, se puede apreciar en la fig. 4.20 que la fractura se presentó en la zona de la deposición del material justamente en medio, lo cual indica que existió cohesión entre ambos materiales, ya que no hubo desprendimiento del material de aporte durante la prueba.

4.7 Ensayos de termofluencia a los materiales depositados.

Como resultado de las pruebas de termofluencia considerando la carga $P = 255.06 \text{ N}$ y la temperatura de trabajo $T = 750^\circ\text{C}$, ambas constantes, se

obtuvo el tiempo de ruptura estimado para los tres materiales depositados como lo describe la gráfica de la fig.4.21.

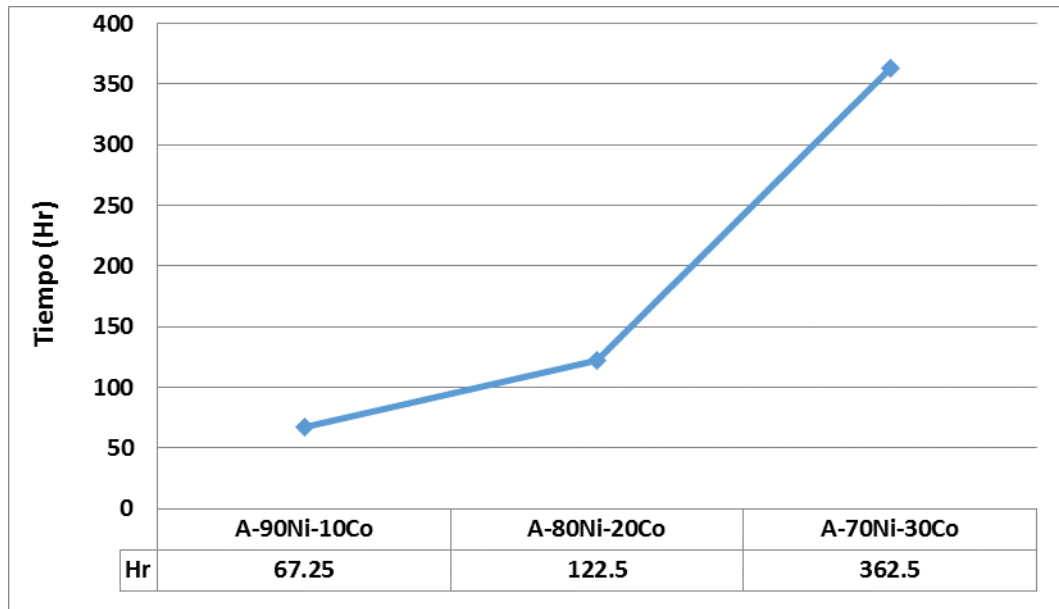


Figura 4.21 Gráfica del tiempo de ruptura en los materiales depositados.

De la misma manera que en las demás propiedades mecánicas la diferencia del $\pm 10\%$ en peso de cobalto en los materiales de aporte presentó un incremento en el tiempo de ruptura de los materiales depositados a altas temperaturas.

El material depositado A-80Ni-20Co presentó un tiempo de ruptura 82.15% mayor respecto al material depositado A-90Ni-10Co, mientras que el material depositado A-70Ni-30Co aumentó por un 195.91% dicho tiempo respecto al material depositado A-80Ni-20Co.

El porcentaje de carbono es directamente proporcional al incremento del tiempo de ruptura en los materiales depositados, brindando una mayor resistencia a altas temperaturas.



Figura 4.22 Fotografías de las probetas fracturadas por termofluencia.

Como se observa en las fotografías de la fig 4.22 el esfuerzo y la temperatura a la que fueron sometidas las probetas generaron la deformación que originó la falla por termofluencia, se aprecia que la fractura de las probetas de igual forma que en el ensayo a tensión se presentó a través del material de aporte demostrando que los materiales propuestos son coherentes y termomecánicamente estables.

Se ha experimentado con diversas superaleaciones de base níquel bajo diferentes parámetros como la evaluación del comportamiento a altas temperaturas de trabajo, determinación de propiedades mecánicas, desgaste, pruebas de corrosión y termofluencia entre las principales.

Investigadores por su parte han trabajado con superaleaciones como el INCONEL cuya matriz presenta porcentajes en peso superiores al 53%de

níquel y elementos aleantes cromo, hierro, molibdeno y niobio entre otros, sintetizados mediante fundición en horno de inducción electromagnética, llegando a obtener resultados de microdureza de 243 HV y un tamaño de grano aproximado de 13 μm en condiciones iniciales sin involucrar tratamientos térmicos adicionales, ya que con estos últimos se obtuvieron variación de resultados al incrementar el tamaño de grano del material de 85 – 248 μm , dependiendo el tiempo y temperatura de exposición a referidos procesos [Cabrera Marrero José María *et. al* 2005-06]. Por otra parte, se han sinterizado otras superaleaciones como el HASTELLOY C, de composición química 57% níquel, 15.5% cromo, 16% molibdeno, 5.5% hierro y la aleación compuesta por el 68% níquel, 16% cromo y 16% molibdeno, ambas con matriz base níquel para efectos de análisis de desgaste y determinación de propiedades mecánicas resultando con una microdureza de 198 y 200 HV respectivamente [Sagaró Zamora Roberto *et. al* 2007]. Mientras que en los materiales bajo estudio se obtuvieron tamaños de grano más grandes (17.96 – 49.86 μm) y resultados de microdureza más altos tanto del material base como de los materiales de aporte A-80Ni-20Co y A-70Ni-30Co en el rango de los (256.16 - 520.8 HV) en condiciones iniciales. Lográndose obtener materiales más resistentes y duros.

Otras superaleaciones como el INCONEL 625 de composición química 62% níquel, 9% Molibdeno, 5% hierro y 21% Cromo, de matriz base níquel-cromo sometidos a ensayos de tensión a temperatura ambiente, mismos que han presentado como resultados de esfuerzo de fluencia σ_y en el rango de los 414-758 MPa y esfuerzo ultimo a tensión σ_{UTS} de 827-1103 MPa, con un porcentaje de elongación del 60-30 %. Los resultados presentaron variación debido a la forma del material si es en barra, tubo o lámina y a las condiciones de temperatura por tratamientos térmicos. [Special Metals Corporation, 2006, Jan 06]. El INCONEL 671 en proporción en peso 50% níquel y 50% cromo obtenido mediante fundición por arco eléctrico en horno de grafito resultó con esfuerzos de fluencia y

ultimo a tensión de 483 y 862 MPa respectivamente, mismos que presentaron una disminución considerable al ser sometidos a temperatura de trabajo de 750° C por un periodo de 100 horas disminuyendo en el rango de los 66 - 110 MPa [Juan Carlos Güisamano Lasso et al 2010]. En los ensayos de tensión a los que fueron sometidos los materiales se obtuvieron resultados inferiores de esfuerzo de fluencia, esfuerzo ultimo a tensión y ductilidad, ya que el material base fue el que presento mejores índices σ_y 301 MPa y σ_{UTS} 536 MPa. Cabe mencionar que no se efectúa el ensayo para los materiales de aporte como tal, sino como deposición de los mismo para unión. Por otra parte, estos materiales resultaron ser duros y proporcionalmente más frágiles, ya que prácticamente su fractura durante los ensayos destructivos se efectuó sin ceder y no presentaron altos valores de ductilidad.

CAPÍTULO 5.

CONCLUSIONES

CONCLUSIONES:

- Con la técnica de fundición en vacío se obtuvieron materiales de aporte con menos contaminación de oxígeno y hierro al utilizar crisoles de cuarzo.
- La diferencia del $\pm 10\%$ en peso del cobalto presente en los materiales de aporte determinó el resultado de las propiedades mecánicas, siendo directamente proporcionales.
- El tamaño de grano o granulometría presente en los materiales influyó en su comportamiento mecánico, puesto que se obtuvieron mejores resultados de propiedades mecánicas en el material de aporte con grano fino.
- El proceso de deposición de material de aporte provocó cambios considerables en la microestructura de los materiales tales como: forma y tamaño de grano y la formación de diversas fases que influyeron para la variación en las propiedades mecánicas.
- Existió cohesión entre el material base y el material de aporte, ya que no hubo desprendimiento del material durante los ensayos para determinación de propiedades mecánicas.
- Se logró obtener la compatibilidad deseada entre los materiales base y de aporte al presentar coherencia y estabilidad termomecánica.
- Los materiales de aporte más adecuados a los requerimientos para la restauración de superaleaciones resultaron ser 80Ni-20Co y 70Ni-30Co por la combinación de propiedades de resistencia mecánica y dureza.

- El material depositado A-90Ni-10Co presentó esfuerzos de fluencia y ultimo a tensión bajos, llegando a contrarrestarse desde un 60 hasta en un 70% en comparación al material base, siendo el material más dúctil para alguna posible aplicación.
- El tiempo de ruptura o falla por termofluencia de los materiales depositados se encuentra en función del porcentaje de cobalto presente.

PROPUESTAS:

Fabricar probetas de los materiales de aporte para realizar los ensayos de tensión, tenacidad a la fractura y termofluencia, a efecto de obtener el valor de las propiedades mecánicas y analizar la variación obtenida al utilizarlos como materiales depositados.

Realizar de pruebas de termofluencia a los materiales depositados a diferentes temperaturas, valores de carga y esfuerzo, para analizar las variaciones de su comportamiento en esas condiciones.

Llevar a cabo análisis microestructural de la zona afectada por el calor posterior a las pruebas de termofluencia para determinar las fases obtenidas.

Evaluar el tiempo de ruptura o falla del material base sometido a las condiciones de temperatura, carga y esfuerzo del presente trabajo.

Realizar pruebas de desgaste/corrosión, ya que para efectos prácticos esas serán sus condiciones normales de trabajo

Analizar las fracturas originadas en los ensayos de tensión y termofluencia para determinar la causa y el tipo de las mismas.

REFERENCIAS:

- Askeland Donald R. y Phulé P. Pradeep. (2004). *“Ciencia e ingeniería de los materiales”*, ed. Thomson.
- Callister D. William Jr. (2009). *“Introducción a la ciencia e ingeniería de los materiales”*, ed. Limusa Wiley.
- Publication Number SMC-063, Special Metals Corporation, INCONEL and INCOLOY are trademarks of the Special Metals Corporation group of companies, 2006 (Jan 06).
- Uribe Gutiérrez Pablo Iván, (2008). Tesis de maestría: *“Procedimiento para la reparación de los álabes fijos en la turbina de la unidad No.2 en la central termoeléctrica Valle de México”* México.
- Roberto Sagaró Zamora, José Antonio Gómez Lujo, Lissette Espinosa Fernández. (2007). *“Mecanismo de desgaste de materiales metálicos para martillos de molinos debido a la acción de partículas erosivas”*, Universidad de Oriente, Tecnología Química.
- Roberto Sagaró Zamora, Reynier Suarez Martínez, Calixto Rodríguez Martínez. (2007). *“Evaluación de aleaciones base níquel en sistemas tribocorrosivos”*. Departamento de Mecánica y Diseño, Universidad de Oriente, Cuba.
- Mortensen Andreas. (2001). *“Metal Matrix Composites in Industry: an Overview”*. Proceedings: MMC VIII conference, London.

- Marco Antonio Morales Dominguez, (2009). Tesis de licenciatura: "Diseño y construcción de un prototipo didáctico de termofluencia", IPN, México.
- Michael F. Ashby, David R. H. Jones (2008), "Introducción a las propiedades, las aplicaciones y el diseño", ed. REVERTÉ.
- Estudio y caracterización del comportamiento en caliente del Inconel 718.
- Rollason E.C. (1973). "*Metalurgia para ingenieros*", ed. Edward Arnold.
- Luis Zamora Rangel, Enrique Martínez Martínez (1997) "Caracterización de una aleación tipo Nimonic" 102 – 105.
- John A. Burger, Dean K. Hanink. "Tratamiento Térmico de Superaleaciones Base-Níquel"
- J. Taboada S., M.R. Aguilar., P. Zambrano R., F. H. Estupiñan L., J.A. Cabral M., C. Gaona Tiburcio, F. Almeraya Calderón. (2007) "Análisis de ruido electroquímico de superaleaciones base níquel en soluciones acidas", Universidad Autónoma de Nuevo León, UANL. Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica, FIME Centro de Investigación e Innovación en Ingeniería Aeronáutica, CIIIA. México.
- Gabriela González Juárez (2010). Tesis de licenciatura: Análisis microestructural de una superaleación Fe-Ni-Co bajo diferentes condiciones térmicas y mecánicas". Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica. Nuevo. León, México.








- Cervera Gonzalez Ivan (2011). Tesis doctoral: “Desarrollo y optimización de recubrimientos de superaleaciones con la adición de cargas cerámicas y elementos reactivos obtenidos por proyección térmica para aplicaciones de resistencia a oxidación a alta temperatura y desgaste”, Área de Ciencias de Materiales. España.
- Javier Cárdenas Fernández, Felipe Díaz Del Castillo Rodríguez (2015) “Lecturas para Ingeniería No. 23 Superaleaciones”, UNAM, Departamento de Ingeniería, México.
- Claudia Eugenia Canales Náñez (2013). Tesis de maestría: “Análisis microestructural de una superaleación Haynes 242 bajo diferentes procesos termomecánicos”, UANL, Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica.

Cuernavaca, Morelos, a 28 de mayo de 2019.

DR. ROSENBERG JAVIER ROMERO DOMÍNGUEZ
COORDINADOR DEL POSGRADO EN
INGENIERÍA Y CIENCIAS APLICADAS
P R E S E N T E

Atendiendo a la solicitud para emitir DICTAMEN sobre la revisión de la TESIS "SÍNTESIS Y EVALUACIÓN DE MATERIAL DE APORTE BASE Ni-Co PARA APLICACIÓN EN SOLDADURA POR TIG EN SUPERALEACIONES" que presenta el alumno MIGUEL ÁNGEL QUINTANA AVILÉS, para obtener el título de DOCTORADO EN INGENIERÍA Y CIENCIAS APLICADAS con opción terminal en TECNOLOGÍA DE MATERIALES.

Nos permitimos informarle que nuestro voto es:

NOMBRE	DICTAMEN	FIRMA
DR. JOSÉ GONZALO GONZÁLEZ RODRÍGUEZ	Aprobatorio	
DR. JOSÉ ALFREDO RODRÍGUEZ RAMÍREZ	Aprobatorio	
DRA. MARYNA VLASOVA	Aprobatorio	
DR. SERGIO ALONSO SERNA BARQUERA	Aprobatorio	
DR. RENÉ GUARDIÁN TAPIA	APROBATORIO	
DR. ROY LÓPEZ SESENES	Aprobatorio	
DR. ISAÍ ROSALES CADENA	Aprobatorio	

PLAZO PARA LA REVISIÓN 20 DÍAS HÁBILES (A PARTIR DE LA FECHA DE RECEPCIÓN DEL DOCUMENTO)

NOTA. POR CUESTION DE REGLAMENTACIÓN LE SOLICITAMOS NO EXCEDER EL PLAZO SEÑALADO, DE LO CONTRARIO LE AGRADECEMOS SU ATENCIÓN Y NUESTRA INVITACIÓN SERÁ CANCELADA.