

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**ESTUDIO DE MAQUINABILIDAD
DE 2 SUPERALEACIONES INCONEL 617 Y 718**

POR

GUILLERMO GONZÁLEZ IBARRA

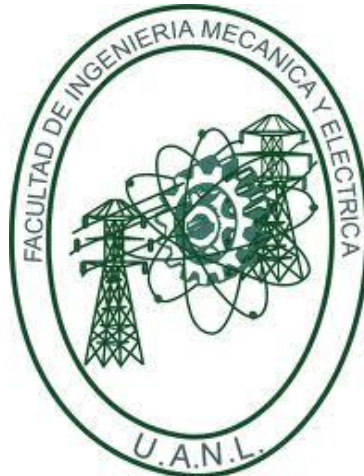
TESIS

EN OPCIÓN AL GRADO DE DOCTOR
EN INGENIERÍA DE MATERIALES

SAN NICOLÁS DE LOS GARZA, N.L.

ABRIL 2014

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



ESTUDIO DE MAQUINABILIDAD
DE 2 SUPERALEACIONES INCONEL 617 Y 718

POR

GUILLERMO GONZÁLEZ IBARRA

TESIS

EN OPCIÓN AL GRADO DE DOCTOR
EN INGENIERÍA DE MATERIALES

SAN NICOLÁS DE LOS GARZA, N.L.

ABRIL 2014

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO

Los miembros del comité de Tesis recomendamos que la tesis “**Estudio de maquinabilidad de 2 superaleaciones inconel 617 y 718**” realizada por el alumno **Guillermo González Ibarra** con número de matrícula **1539625** sea aceptada para su defensa como opción al grado de Doctor en Ingeniería de Materiales.

El comité de tesis

Dra. Patricia del Carmen Zambrano Robledo
Asesora

Dr. Sergio Haro Rodríguez
Coasesor

Dra. Maribel de la Garza Garza
Coasesor

Dra. Guadalupe Maribel Hernández Muñoz
Coasesor

Dra. Ileri Aydée Sustaita Torres
Coasesor

Vo. Bo.
Dr. Simón Martínez Martínez
Subdirector de Estudios de Postgrado

Ciudad Universitaria, San Nicolás De Los Garza, N.L. Abril de 2014.

DEDICATORIA

A mi familia, mi esposa Verónica por su comprensión y apoyo, a mis hijos Iván, Josué y Chuyito, por ser la motivación de mi vida.

A mis Padres Genoveva y Lalo, a mis hermanas Gela, Esther, Martha, Paty, Margarita y Genovevita, a mis Hermanos Marcelino, Lalo, Amado, José Luis, Marco y Abraham por estar ahí siempre, incondicionalmente. A ellos por ser la fuerza que me impulsa día con día a desarrollarme y mejorar en todos los aspectos de la vida.

A mis Amigos que siempre han creído en mí: Juan F. de J. Carrillo Sifuentes, Martin Castorena Reyes, Mario Morones Hernández, Horacio González Ávila y Roberto Magallanes Quintanar.

AGRADECIMIENTOS Y RECONOCIMIENTOS

Al Programa de Mejoramiento del Profesorado, PROMEP, por el apoyo de financiamiento, a la Universidad Autónoma de Nuevo León y la Universidad Autónoma de Zacatecas, por su apoyo académico brindado en la formación de mi persona, a la Universidad Tecnológica del Estado de Zacatecas por las facilidades brindadas para el logro de esta meta.

A la Dra. Patricia del Carmen Zambrano por todo su infinito apoyo, asesoría y dirección invaluable del presente trabajo de investigación durante su realización, así como también por fomentar e impulsar mi desarrollo profesional y académico.

Al Dr. Sergio Haro Rodríguez por creer siempre en mi, por su gran apoyo desde el principio, durante las diferentes etapas del proyecto y terminación de este trabajo.

A Dra. Ireri Sustaita Torres por ser mi guía y apoyo en momentos clave durante el desarrollo del proyecto.

A la Dra. Maribel de la Garza Garza por sus facilidades y apoyo al desarrollo del proyecto.

A la Dra. Guadalupe Maribel Hernández Muñoz por sus recomendaciones y apoyo en el desarrollo de este estudio.

Al Dr. Víctor Hugo Baltazar Hernández por su apoyo, disponibilidad, consejos y recomendaciones al desarrollo de este proyecto.

Al Dr. Rafael Colás Ortiz por su apoyo incondicional y aceptación para llevar a cabo este proyecto como parte de mi formación profesional.

Al Dr. Francisco Alvarado Hernández por sus consejos, apoyo y motivación para llevar a cabo este proyecto de investigación e influir en el logro de esta meta.

Al Dr. Simitrio I. Maldonado Ruiz por sus invaluable consejos y apoyo.

Al Ing. Juan Flores y Téc. Ángel González R, Hilda Flores J. y Liliana Saucedo por su valioso e incondicional apoyo, a Jorge Bonilla y todo el personal de apoyo del CIIIA de la UANL y al personal del CAZ (2012) de la UTZAC. A las empresas Triumph y Frisa Aerospace por su apoyo con material para la experimentación.

ÍNDICE

CONTENIDO	PÁGINA
CAPÍTULO 1 Introducción	1
1.1 Antecedentes	1
1.2 Objetivo General	8
1.3 Objetivos Específicos	8
1.4 Hipótesis	8
CAPÍTULO 2 Maquinados Avanzados	9
2.1 Antecedentes	9
2.2 Electroerosión	9
2.2.1 Principios de maquinado de Electroerosión	9
2.2.2 Inicios de maquinado de Electroerosión	10
2.2.3 Descripción del proceso	10
2.2.4 Acabado superficial y propiedades mecánicas	14
2.2.5 Electroerosión por corte de alambre	15
2.2.6 ¿Qué es la electrólisis?	16
2.2.7 Herramientas básicas del proceso	16
2.2.8 Procesos de Electroerosionado por corte de hilo	17
2.2.8.1 Tipos de hilo	17
2.2.8.2 Aplicaciones	17
2.2.8.3 Rendimiento	17
2.3 Maquinado con chorro de agua	18
2.3.1 Procesos de conformado	19
2.3.2 Características del proceso	19
2.3.3 Ventajas y desventajas	20
2.3.4 Materiales a los que se aplica sin abrasivo	21
2.3.5 Aplicaciones	22
2.4 Maquinado Químico y Electroquímico	22
2.4.1 Maquinado químico	22
2.4.2 Maquinado electroquímico	23
2.4.3 Rectificado electroquímico	24
2.5 Maquinado con Láser	25
2.5.1 Características del proceso	25
2.5.2 Proceso de mecanizado	26
2.5.3 Materiales a los que se les aplica	26
2.5.4 Procesos de maquinado con láser	26
2.5.5 Aplicaciones	27
2.5.6 Ventajas del maquinado con láser	27

2.6	Mecanizado Ultrasónico	28
2.6.1	Aplicaciones	29
2.6.2	Mecanizado por sonido rotatorio	29
2.6.3	Aplicaciones del RUM	29
2.6.4	Ventajas de la tecnología RUM	30
2.7	Maquinado a alta velocidad MAV	30
2.7.1	Introducción	30
2.7.2	Mecanizado a alta velocidad	31
2.7.3	¿Qué supone el MAV en una empresa?	31
2.7.4	Ventajas del MAV	32
2.8	Maquinado en seco	32
2.8.1	Introducción	32
2.8.2	Mecanizado en seco: mecanizado económico y ecológico	34
2.8.3	Comparación entre Maquinado Convencional, Maquinado con cantidad mínima de lubricante (MQL) y Maquinado en Seco (Dry Machining).	35
2.8.4	Materiales y recubrimientos	37
2.8.5	Costos del maquinado en seco y Maquinado con cantidad mínima de lubricante MQL.	39
	CAPÍTULO 3 SUPERALEACIONES	41
3.1	Antecedentes	41
3.2	Definición	44
3.3	Aplicaciones	45
3.3.1	Aplicaciones en ambientes corrosivos	47
3.3.2	Aplicaciones de superaleaciones para álabes de turbina	49
3.3.2.1	Álabes producidos por solidificación direccional y cristales únicos	50
3.3.3	Aplicaciones de superaleaciones para discos de turbina	52
3.3.3.1	Procesamiento de las aleaciones de discos de turbina	53
3.4	Algunos casos de fallas de superaleaciones	56
3.5	Metalurgia física de las superaleaciones y sus propiedades	57
3.5.1	Aleaciones de Níquel Forjado	59
3.5.1.1	Composición química	59
3.5.1.2	Microestructura	60
3.5.1.3	Fase Gamma γ	60
3.5.1.4	Fase Gamma prima γ'	63
3.5.1.5	Fase Gamma doble prima γ''	67
3.5.1.6	Limite de grano γ'	70
3.5.1.7	Carburos	70
3.5.1.8	Boruros	73
3.5.1.9	Tipo de fases Topológicamente Empacadas Compactas	73

	(TCP)	
3.6	Clasificación de las superaleaciones	75
	3.6.1 Aleaciones base Hierro y Níquel hierro	75
	3.6.2 Aleaciones base cobalto	77
3.7	Futuro de las superaleaciones	82
	3.7.1 Tendencias en superaleaciones para aplicaciones de álabes de turbina	83
	3.7.2 Tendencias en superaleaciones y procesos para aplicaciones de discos de turbina	87
	3.7.3 Observaciones finales	90
3.8	Maquinabilidad de superaleaciones	91
	3.8.1 Introducción	91
	3.8.2 Maquinabilidad de aleaciones para aeromotores	94
	3.8.2.1 Definición de maquinabilidad	94
	3.8.2.2 Panorama de maquinabilidad de las superaleaciones	95
	3.8.2.3 Maquinabilidad relativa	97
	3.8.3 Métodos de mecanizado	99
	3.8.3.1 Torneado	99
	3.8.3.2 Rectificado	100
	3.8.3.3 Brochado	101
	3.8.3.4 Fresado	103
	3.8.4 Materiales de herramientas de corte que se utilizan para maquinado de aleaciones de aeromotor	104
	3.8.5 Formación de rebaba durante el maquinado	107
3.9	Aleaciones base Níquel 617 y 718	109
	3.9.1 Propiedades de las aleaciones 617	109
	3.9.1.1 Constantes físicas y propiedades térmicas	110
	3.9.1.2 Propiedades mecánicas	111
	3.9.1.3 Propiedades de tensión	111
	3.9.1.4 Resistencia a la fatiga	112
	3.9.1.5 Consideraciones LCF (Fatiga de bajo ciclo)	112
	3.9.1.6 Estabilidad de propiedades	114
	3.9.1.7 Propiedades de ruptura y fluencia	114
	3.9.1.8 Propiedades a la corrosión	114
	3.9.1.9 La oxidación y carburación	115
	3.9.1.10 Fabricación	116
	3.9.2 Propiedades de la aleación 718	118
	3.9.2.1 Constantes físicas y propiedades térmicas	119
	3.9.2.2 Propiedades a alta y baja temperatura	120
	3.9.2.3 Resistencia al impacto	122

3.9.2.4 Resistencia a la fatiga	122
3.9.2.5 Propiedades de ruptura y resistencia a la fluencia	124
3.9.2.6 Propiedades de soldadura	124
3.9.2.7 Metalografía	125
3.9.2.8 Resistencia a la corrosión	125
3.9.2.9 Mecanizado	125
3.9.2.10 Recocido y endurecimiento por envejecimiento	126
3.10 Mediciones de Temperatura y Acabado Superficial	127
3.10.1 Medición de temperatura durante el maquinado	127
3.10.2 Medición de Acabado superficial	127
CAPÍTULO 4 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	129
4.1 Introducción	129
4.2 Diseño de experimentos	129
4.3 Condiciones de maquinado	131
4.3.1 Condiciones de corte para el Inconel 617	132
4.3.2 Condiciones de corte para el Inconel 718	132
4.3.3 Velocidad de corte	133
4.3.4 Avance de corte (relación de alimentación)	133
4.3.5 Profundidad de corte	133
4.4 Materiales utilizados	134
4.4.1 Herramientas de corte	134
4.4.2 Material para el mecanizado	135
4.5 Métodos y equipo utilizado	137
4.5.1 Centro de torneado de control numérico computarizado	137
4.5.2 Cámara Termográfica	138
4.5.3 Durómetro	139
4.5.4 Rugosímetro	139
4.5.5 Microscopio confocal (Medición de Rugosidad 3D)	140
4.5.6 Microscopio óptico	140
4.5.7 Microscopio electrónico de barrido (SEM)	142
CAPÍTULO 5 RESULTADOS Y DISCUSIÓN	144
5.1 Introducción	144
5.2 Análisis de la Dureza antes y después del maquinado	145
5.3 Resultados de la temperatura y rugosidad	146
5.3.1 Efecto de la Velocidad de corte con respecto a la Temperatura	147
5.3.2 Análisis de la Temperatura de corte TC	148
5.3.3 Efecto de la Velocidad de corte sobre la Rugosidad	152
5.3.4 Análisis de la Rugosidad	153
5.4 Análisis microestructural y tamaño de grano	157
5.4.1 Tamaño de grano	157

5.4.1.1	Comportamiento de tamaño de grano en Inconel 617	157
5.4.1.2	Comportamiento de tamaño de grano en Inconel 718	159
5.4.2	Análisis microestructural	161
5.5.	Análisis de la rebaba (viruta)	166
5.5.1	Análisis de la forma y tipo de rebaba del inconel 617	166
5.5.2	Análisis de la forma y tipo de rebaba del inconel 718	170
5.6	Análisis del modo de falla de las herramientas de corte	174
5.6.1	Tipos de Fallas de las herramientas con el Inconel 617	174
5.6.2	Tipos de Fallas de las herramientas con el Inconel 718	177
5.7	Maquinabilidad de las superlaciones Inconel 617 y 718	181
	CAPÍTULO 6 CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES	183
6.1	Conclusiones del comportamiento de la dureza	183
6.2	Conclusiones del comportamiento de la temperatura de corte	183
6.3	Conclusiones del comportamiento de la rugosidad	184
6.4	Conclusiones de tipo y forma de la rebaba	184
6.5	Conclusiones del tipo de desgaste en las herramientas de corte	185
6.6	Conclusiones del comportamiento microestructural	185
6.7	Conclusiones del comportamiento de las variables dependientes con respecto a la velocidad de corte	186
6.8	Conclusiones generales	186
6.9	Recomendaciones	187
	Lista de figuras	188
	Lista de tablas	199
	Apéndice A	201
	Apéndice B	204
	Referencias	205

CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN

1.1 ANTECEDENTES

La industria aeroespacial mundial ha experimentado un crecimiento importante en los últimos años, con una mayor contribución en el segmento de la aviación civil. Este sector es el de más rápido crecimiento en todo el mundo. La industria aeroespacial mundial se ha convertido en el gran mercado potencial a pesar del impacto negativo de la crisis financiera. Esto debido al aumento significativo en el presupuesto militar y al crecimiento del tráfico aéreo, lo cual ha impulsado a la industria en tiempos difíciles. Las economías en desarrollo (China, India, México y Brasil), se espera que surjan como un gran mercado para productos aeroespaciales en el futuro. Asia y el Pacífico, con el 36% de la flota de aviones comerciales grandes, se están convirtiendo en un mercado con grandes pedidos [1].

Los pronósticos de los dos más grandes fabricantes de aviones auguran un crecimiento sin precedentes. Conforme a los pronósticos del mercado global reportados por Airbus, el mercado demandará casi 28,000 nuevos aviones comerciales grandes de transporte de pasajeros y de carga, entre 2011 y 2030, con un valor de 3.5 billones de dólares (Ver Tabla 1.1)

Flota Mundial	2010	2030	%
Aviones de pasajeros	15,000	31,420	109
Entrega de nuevos aviones de pasajeros	-	26,920	-
Aviones de carga	1,600	3,450	116
Entrega de nuevos aviones de carga		930	
Total de entregas de nuevos aviones		27,850	

Por su parte el pronóstico de mercado de la empresa Boeing, en su Perspectiva de Mercado 2010-2029, calcula en 30,900 aviones nuevos las entregas para los próximos 20 años, los cuales están valorados en 3.6 billones de dólares. Dicha empresa considera que la flota mundial en 2009 pasará de 18,890 aviones a 36,300 aviones para el año 2029, lo que representa un crecimiento del 92.2% (Ver Tabla 1.2), [2].

Aviones en servicio			Demanda por tamaño 2010 a 2029		
Tamaño	2009	2029	Aviones nuevos	%	Valor (Miles de millones de Dls.)
Grande	800	960	720	2	220
Doble pasillo	3,500	8,260	7,100	23	1.630
Un solo pasillo	11,580	25,000	21,160	69	1.680
Jets Regionales	3,010	2,080	1,920	6	60
Total	18,890	36,300	30,900	100	3.590

En México se han identificado proveedores de primer nivel para la industrial aeroespacial, sin embargo, aún existe potencial para atraer más inversión de proveedores de primer y segundo nivel, dado el número de partes y componentes que requiere un avión y que la proporción de proveedores de las grandes empresas ensambladoras de aviones que realizan operaciones en el país aún es pequeña. La industria aeronáutica mexicana ocupa el primer lugar en inversiones de manufactura en el mundo, con 33 mil millones de dólares en el período 1990-2009, superiores a las captadas por Estados Unidos, China, Rusia e India [2].

El crecimiento que se ha venido dando en el sector obedece a diversos factores que permiten a México mantenerse como un fuerte destino de inversión, la cercanía que se tiene con dos de los mayores mercados como lo son Estados Unidos y Canadá, la ubicación geográfica que permite tener salida por ambos litorales del país, la reducción de costos para productos con alto costo de transporte y almacenamiento, son solo algunas de las ventajas que brinda la industria aeronáutica de México (Ver figura 1.1), [2].

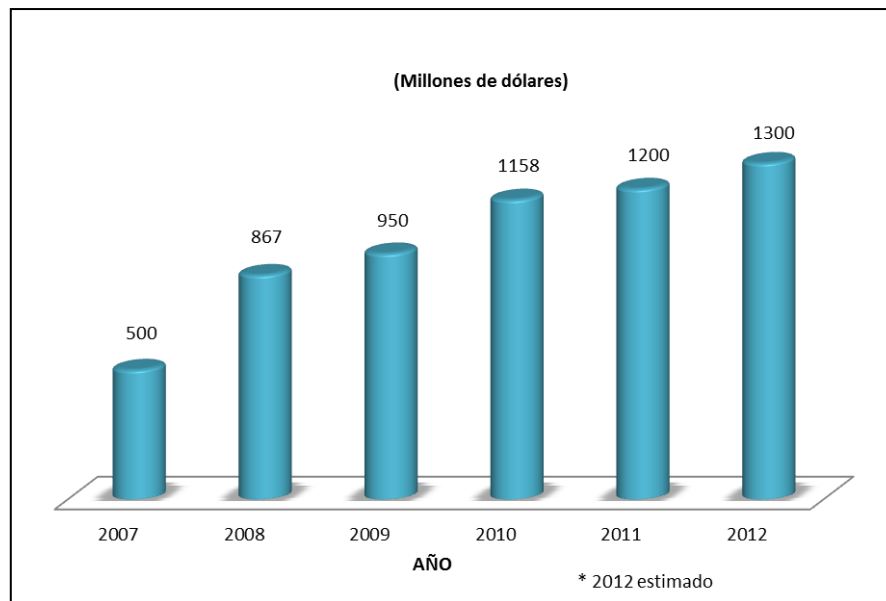


Figura 1.1. Inversión de la industria Aeronáutica en México [2].

México se ha convertido en un excelente lugar para la inversión debido a sus grandes ventajas no solo por su ubicación, que incluye además la capacidad para producir bienes de alta calidad debido a la experiencia adquirida en otros sectores de la industria como la automotriz, también cuenta con personal altamente capacitado y las instituciones educativas para desarrollar capacidades especializadas. La Industria Aeroespacial Mexicana concentra sus procesos principalmente en los siguientes productos y servicios Tabla 1.3, [3]:

Tabla 1.3 ESTRUCTURA DE LA INDUSTRIA AEROSPAECIAL EN MÉXICO		
Actividades llevadas a cabo por las empresas		
Manufactura Fabricación y ensamblaje de componentes y partes de aeronaves.	Mantenimiento, reparación y revisión. MRO	Diseño e Ingeniería. D&I
78%	11%	10%
<ul style="list-style-type: none"> • Arneses y cables. • Componentes de motores. • Sistemas de aterrizaje. • Inyección y moldeo de plásticos. • Fuselajes. • Composturas. • Intercambiadores de calor. • Maquinado de precisión. 	<ul style="list-style-type: none"> • Turbinas y motores. • Fuselajes. • Sistemas eléctrico-electrónicos. • Sistemas de aterrizaje. • Hélices. • Componentes dinámicos. • Cubrimientos, corrosión y protección. • Arreglo y rediseño de interiores. • Sistemas unitarios de poder (APU). 	<ul style="list-style-type: none"> • Dinámica aeroespacial. • Sistemas de control. • Simulación de vuelos. • Técnicas de pruebas no destructivas (NDT). • Procesamiento de datos e imágenes. • Diseño de equipo. • Sistemas embebidos.

Como se observa el área de mayor porcentaje de actividad es la manufactura de partes entre las que se encuentra el maquinado de alta precisión de componentes del motor de los aviones donde se utilizan aleaciones espaciales de alta resistencia llamadas superaleaciones como el inconel 718 y 617. En un futuro cercano, de acuerdo a la FEMIA (Federación Mexicana de la Industria Aeroespacial), se espera que la industria aeroespacial mexicana crezca de acuerdo a los siguientes supuestos en los próximos 10 años [3]:

- ✓ En 2012, la industria creció el 14% y generó exportaciones cercanas a **los 5,040 millones de dólares y recibió inversión de 1,300 millones de dólares.**
- ✓ En 2015 se espera que la industria esté constituida por más de **350 empresas**, que genere más de **37 mil empleos** y facture más de **7 mil 500 millones de dólares** en exportaciones con más de un **30% de contenido nacional.**
- ✓ Para el 2020 se proyecta que México tenga una **plataforma industrial competitiva** para ser un “hub” de **manufactura aeroespacial** mundial, que se consolide como uno de los proveedores principales de Estados Unidos.

Al incrementar los requerimientos debido a la necesidad de sustituir la flota de aviones en franco envejecimiento así como la apertura de mas vuelos y reducción de costos por parte de las empresas de aviación, ha generado alta necesidad de miles de partes con mayores exigencias de calidad con tiempos de entrega muy limitados, por otro lado las políticas mundiales para el cuidado al medio ambiente están orientadas para que los procesos de producción sean más eficientes y con menos contaminación, por tal motivo los investigadores alrededor del mundo están explorando nuevas tecnologías o analizando la posibilidad de mejorar las ya existentes.

Específicamente la manufactura de partes del motor de los aviones con superaleaciones termo-resistentes (conocidas como HRSA=High Resistent Super Alloy), enfrenta el reto de maquinar las piezas con mayores velocidades de corte y la utilización de refrigerantes biodegradables que permitan mayor vida útil de las herramientas de corte sin daño al medio ambiente, incluso se está buscando la no aplicación de refrigerante, lo que ha motivado parte de esta investigación.

En la década de 1990, la necesidad de reducción de costos fue evidente a medida que el sector de la aviación civil se hizo más competitivo; el negocio de

aeromotores respondió poniendo énfasis en lo más rápido y más barato, diseños derivados, a causa de la variedad de estructuras aéreas de aeronaves que estén disponibles y la velocidad a la que estos estaban siendo diseñados y comercializados. En este tiempo, se dio el aumento y uso de diseño por computadora para el desarrollo de aleaciones y optimización de componentes mediante el procesamiento por modelado. Alrededor de la mitad del siglo, se vio el crecimiento sustancial de la turbina de gas industrial (IGT) como negocio - debido a la carrera-por-gas, en particular en Europa y un aumento del consumo de la electricidad en el mundo en desarrollo, en particular en China y la India. Por ejemplo, en 1999 las ventas de IGTs aumentaron de \$8.5 millones a \$13.0 millones de dólares y la cuota total del mercado de turbinas de gas se incrementó de 30% a 38% en comparación con el año anterior. Por el contrario, la cuota del mercado de aeromotores declinó del 65% al 59%, a pesar de un aumento absoluto en ventas de \$18.0 mil millones a \$20.0 mil millones. A pesar de la recesión en los primeros años del nuevo milenio y otras circunstancias imprevistas significa que parte de este optimismo estaba fuera de lugar a corto plazo, la mayoría de las previsiones indican que para el 2025 el mercado de IGTs superará eso para aeromotores, que se proyecta duplicar en este momento. En parte, esto es debido a una mayor dependencia de la planta de energía de ciclo combinado, que requiere que las IGTs sean utilizadas en conjunto con turbinas a vapor [4].

Para las plantas de tamaño intermedio en la gama 25 a 75 MW, hay un mercado creciente para IGTs aeroderivativas -sobre todo para el negocio de petróleo y gas en lugares como Azerbaiyán, Brasil, China, Kazajstán y África Occidental- que hacen uso de las tecnologías de materiales diseñados originalmente para aplicaciones de motores aeronáuticos, se anticipa que esto constituye aproximadamente el 10% del mercado total de IGTs para el año 2025. Para ambos, los aeromotores y las IGTs, un manejo cada vez más importante será las regulaciones ambientales, impuestas por la oferta mundial de petróleo y gas que se vuelve más fuerte y crece la preocupación por los efectos de las emisiones de CO₂ [5].

Entonces, ¿qué hay del futuro? Cualquiera que sea la relación de fuerzas entre el motor de avión y los sectores de la industria de turbinas de gas, parece seguro que los nuevos acontecimientos requerirán mejoras en la metalurgia y el procesamiento de superaleaciones. En el sector de aeromotores, por ejemplo, con los datos mencionados anteriormente de producción de aviones, se prevé que en los próximos 20 años, existe un mercado de alrededor de 90,000 nuevos motores civiles, estimado por valor de \$ 550 billones de dólares y gran parte de este requerimiento es impulsado por el rápido crecimiento previsto en Asia, la

sustitución de alrededor de 10,000 aviones en el límite de su vida útil, un mercado en auge de jets empresariales y la tendencia de las aerolíneas de bajo costo. Las mejoras necesarias en el rendimiento, por ejemplo, para el Trent 1000 y GEnx para el Boeing 787 Dreamliner, fueron ambiciosos; nuevos grados de superaleaciones y tecnologías de apoyo son necesarios para llevar estos nuevos diseños a dar frutos. Del mismo modo, como las condiciones de funcionamiento de las turbinas en tierra se convierten en más exigentes, las superaleaciones se utilizan cada vez más para los componentes de la sección caliente, tales como álabes de turbina, discos, anillos y cangilones [6].

En el ámbito de los materiales para partes de aeronaves las superaleaciones de níquel, níquel-cobalto o níquel-hierro juegan un papel muy importante debido a las grandes ventajas que brindan por sus excelentes propiedades: son resistentes al calor, presentando una combinación de resistencia mecánica y resistencia a la degradación de la superficie. Estas superaleaciones se utilizan principalmente en las turbinas de gas, plantas de generación de energía, en las industrias de procesos químicos y para otras aplicaciones especializadas que requieren resistencia al calor y/o resistencia a la corrosión. Los modernos motores de aviones de alto rendimiento (jet) no podrían funcionar sin los importantes avances alcanzados en el desarrollo de las superaleaciones en los últimos 50 años. Sin embargo el desgaste de las herramientas no es suficientemente conocido en materiales aeroespaciales [7], los problemas generalmente se encuentran en el mecanizado de aleaciones que para el caso de esta investigación se seleccionaron dos base níquel: inconel 617 y 718, las cuales tienen mucha aplicación y han logrado satisfacer los requerimientos y necesidades en las que se incrementan constantemente las piezas de mayor precisión, alta producción, gran variedad de productos comerciales y calidad [8], [9].

El mecanizado de aleaciones de níquel da, por lo general, una vida corta a las herramientas, una tasa limitada de remoción de metal, altas fuerzas de corte y alto consumo de energía, así como pobre eliminación en forma de rebaba. Esto se debe a su alta resistencia a altas temperaturas, el rápido endurecimiento durante el trabajo de mecanizado y la reactividad a la alta temperatura de corte con la mayoría de los materiales de herramientas [8], [9].

Bajo estas condiciones la necesidad de nuevos materiales para herramientas de corte se incrementa significativamente. El diamante y el nitruro de boro cúbico son materiales superduros, con durezas de 2 a 5 veces más que la de las piezas de trabajo, por lo que permiten cumplir con los requerimientos impuestos por las modernas máquinas e instrumentos de ingeniería y de otras

industrias, para el caso de este estudio se consideraron dos diferentes tipos de herramientas:

- a).-Carburo (Metal duro) con recubrimiento por PVD y
- b).-Nitruro de Boro Cúbico (CBN).

Se realizó un diseño de experimentos con el fin de obtener condiciones óptimas para buscar mejorar la velocidad de corte que actualmente en superaleaciones de níquel se limita a máximo 50 m/min, en las pruebas se maquinaron 10 piezas con cada tipo de herramienta variando las velocidades de corte desde 50 a 90 m/min con un filo y después de 100 a 180 m/min con filo nuevo, se aplicó el proceso de maquinado sin refrigerante con el fin de ver el comportamiento, ya que la alteración de la superficie, por ejemplo, la deformación plástica, microgrietas, alteración de microdureza, las tensiones residuales y la rugosidad inducida durante el maquinado puede resultar en una distorsión de los componentes mecanizados, afectando negativamente a sus propiedades mecánicas, a la corrosión y a la distribución de esfuerzos [11], [12].

Las pruebas de maquinabilidad más conocidas fueron las llevadas a cabo por Frederick W. Taylor y dieron lugar a lo que se conoce como la ecuación de Taylor que relaciona la velocidad de corte con la vida útil de la herramienta. Habitualmente se toma como material de referencia el acero AISI 1112 (re sulfurado), al que se le da la calificación de 100. Las superaleaciones son difíciles de maquinar, principalmente debido al rápido endurecimiento producido por el trabajo durante el maquinado, la presencia de carburos abrasivos duros, la alta reactividad química a elevadas temperaturas, difusividad térmica muy baja, así como la adhesión frecuente de las aleaciones de níquel en la herramienta de corte durante la operación [12]. En la industria aeroespacial la integridad de la superficie es de suma importancia, pero limita las condiciones de corte. Se hace hincapié en la importancia de bordes afilados que evitan la formación de la denominada “capa blanca” (*white layer*), con diferentes durezas y esfuerzos residuales [13].

Para incrementar los niveles de producción y calidad es importante entender la problemática específica, como es en este caso el índice de maquinabilidad que cada material tiene, el cual depende de muchos factores entre ellos: la vida de la herramienta, acabado superficial requerida y potencia consumida, por otro lado las fuerzas de los componentes y la forma de la rebaba también da una buena valoración de la maquinabilidad del material, por lo que es una excelente área de

oportunidad para buscar alternativas de solución o mejoras bajo ciertas condiciones de corte.

Como es de suponer la respuesta de un material al ser mecanizado no es sencilla de predecir mediante características comunes de los materiales, como pueden ser la dureza o la resistencia mecánica, sino que influyen muchas otras variables como composición, microestructura, inclusiones, estado metalúrgico y las interacciones con el resto de variables del proceso, por esta razón es de interés explorar e investigar en este tema.

1.2 OBJETIVO GENERAL

El objetivo de este trabajo es obtener los parámetros óptimos de maquinado en seco de las superaleaciones de Inconel 617 y 718 con herramientas de metal duro con recubrimiento de PVD y de Nitruro de boro cúbico.

1.3 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- ✓ Obtener un perfil de comportamiento del maquinado (Dureza, Temperatura de corte, Rugosidad, Velocidad de corte con respecto a la temperatura y la rugosidad, Microestructura y Tamaño de grano) de cada aleación 617 y 718, en rangos de operación desde 50 a 180 m/min.
- ✓ Obtener parámetros óptimos de maquinado con mayor calidad de piezas.
- ✓ Caracterizar las piezas maquinadas para determinar su estado microestructural y acabado superficial.
- ✓ Determinar el comportamiento que presentan la rebaba generada y las herramientas a las diferentes velocidades de corte con las dos superaleaciones maquinadas.
- ✓ Determinar la herramienta más adecuada en base a los resultados de: Acabado superficial, temperatura de corte, desgaste de la herramienta.
- ✓ Determinar maquinabilidad relativa entre la aleación 617 y la aleación 718.

1.4 HIPÓTESIS

El maquinado de las aleaciones 617 y 718 con las diferentes velocidades de corte desde 50 a 180 m/min, dará los mejores resultados con la herramienta de CBN que con la de recubrimiento de PVD en las diferentes condiciones de corte, lo que contribuirá a detectar los parámetros óptimos para aplicaciones de maquinado de partes de aeronaves además de valorar la herramienta con mejor comportamiento.

CAPÍTULO 2

MAQUINADOS AVANZADOS

2.1 ANTECEDENTES

La mayoría de los procesos tradicionales de maquinado quitan material formando virutas, o lo hacen por abrasión. No obstante, existen numerosos casos en que estos procesos no son satisfactorios o simplemente no son posibles por alguna de las siguientes razones:

- El material tiene dureza o resistencia muy elevada, o el mismo es demasiado frágil.
- La pieza es demasiado flexible o resulta difícil sujetar las partes.
- La forma de la pieza es compleja.
- El acabado superficial y la tolerancia dimensional son muy rigurosos.
- El aumento de la temperatura y los esfuerzos residuales en la pieza no son deseables ni aceptables.

Dado que el uso de procesos avanzados de maquinado ofrece mayores ventajas técnicas y económicas que los convencionales, se procederá a describir los métodos avanzados más importantes utilizados en la actualidad. Se dedicará atención especial al maquinado en seco por ser la tecnología aplicada en esta investigación.

2.2 ELECTROEROSIÓN

2.2.1 Principios del maquinado por electroerosión

El maquinado por electroerosión (EDM) o electro-descargas ha estado presente desde hace más de cuarenta y cinco años, tiene algunas limitantes por lo que no ha cumplido con las expectativas que se habían generado en sus inicios.

El maquinado por electroerosión se utiliza en varios campos de la producción, en los motores de la industria aeronáutica, en la industria electrónica, de la joyería, en el área médica y en general cualquier industria en la que se requiera el maquinado de formas muy intrincadas, pequeñas o de alta precisión. Se han desarrollado una serie de accesorios que hacen el proceso mucho más versátil con lo que se acentúan las ventajas de este proceso.

2.2.2 Inicios del maquinado por electroerosión

Se inicia durante los años posteriores a la Segunda Guerra Mundial, los principales investigadores en este campo fueron dos científicos rusos B.R y N.I Lazarenko, en la entonces Unión Soviética, y es de hecho a ellos a quien se les atribuye la invención de la primera máquina en 1944, (Ver figura 2.1), [14].

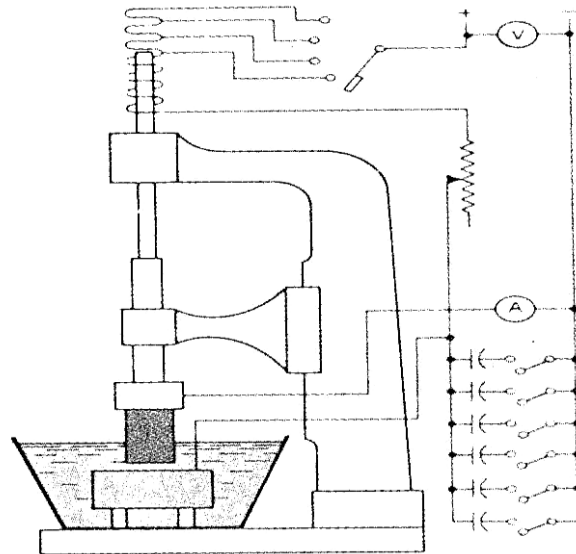


Figura 2.1. Inicio del maquinado por electro descarga [14].

Las primeras máquinas comenzaron a tener la apariencia de una fresadora vertical con un motor servo-controlado para posicionar el electrodo sobre la pieza de trabajo, está cubierta por una tina que se encuentra llena de líquido dieléctrico y un sistema de recirculación y limpieza del dieléctrico.

En algunas aplicaciones eran de una utilidad extrema, por ejemplo, en un reporte emitido por General Motors se describía el ahorro que se tuvo en la reparación y modificación de troqueles en los que se utilizaron 48 horas de trabajo de una máquina de electroerosión con su respectivo operador [14].

2.2.3 Descripción del proceso

Esencialmente este es un proceso de erosión, en un material conductor de la electricidad mediante la producción de arcos eléctricos.

Los elementos básicos de cualquier sistema de electroerosión convencional o de corte por alambre son: el dieléctrico, electrodo, fuente de suministro de potencia o fuente de poder y un sistema de control (normalmente servo-controlado) para el movimiento del electrodo.

La pieza de trabajo es montada dentro del tanque, conectada a la terminal de la fuente de poder y cubierta con el líquido dieléctrico, usualmente un aceite ligero. El electrodo se aproxima en forma descendente hasta quedar a unas cuantas milésimas de pulgada de separación, entonces se pone en marcha la bomba del dieléctrico así como la fuente de poder y el servomotor, [14].

La fuente de poder establece una diferencia de potencial entre el electrodo y la pieza de trabajo, y cuando esta distancia es la correcta, permite apenas el paso del líquido dieléctrico provocando entonces un arco eléctrico y salta una chispa iniciándose el proceso de electroerosión. Para poder guiar el líquido filtrado se utilizan mangueras y boquillas para lograr un mejor manejo (Ver figura 2.2).

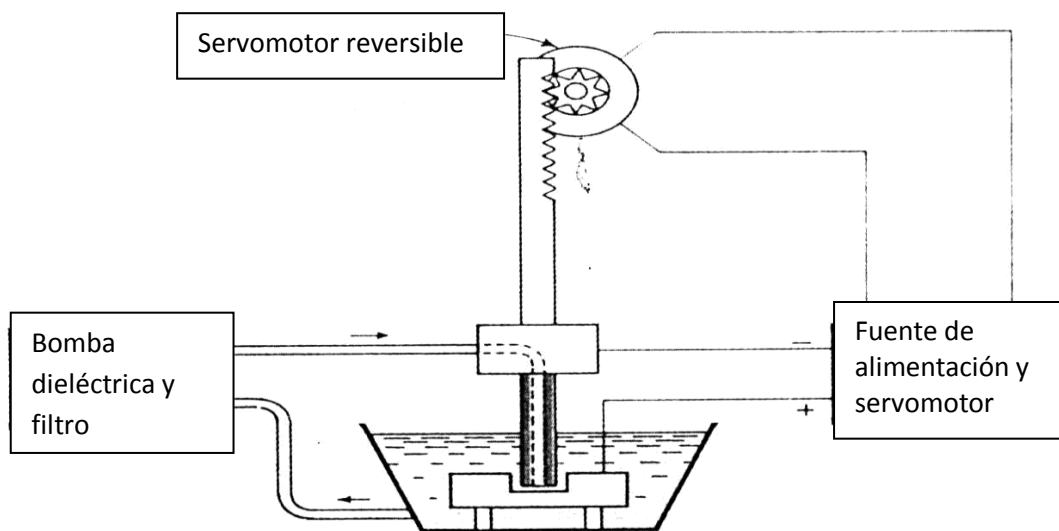


Figura 2.2. Descripción del proceso simplificado EDM [14].

Dependiendo de los parámetros que se tengan en la fuente de poder, es decir, si se está realizando un maquinado de desbaste o uno de afinado; a la distancia que se requiere mantener para la formación del arco se le llama sobrecorte.

Conectado al circuito de trabajo sufre también cierto grado de desgaste, y es por esto, que la selección de los materiales a utilizar en el electrodo para cada tipo de pieza de trabajo es de suma importancia para que el desgaste mayor se dé en donde se desea. Durante el proceso de la generación de la chispa se produce un ciclo en donde se producen incrementos y decrementos de voltaje, producto del acercamiento y alejamiento del electrodo con la pieza de trabajo. Estas variaciones de voltaje son una manera indirecta de medir la distancia que existe entre el electrodo y la pieza de trabajo.

La teoría electromecánica asume que no existen efectos por el calor, pero las herramientas fabricadas por medio de electroerosión en algunas ocasiones se fracturan o se rompen sin una razón aparente. En los sesenta se logró observar la presencia de una pequeña capa de metal fundido y reendurecida en la superficie de la pieza de trabajo [14].

La ionización continúa en la siguiente etapa, Figura 2.3 (b) aún cuando la corriente continúa fluyendo entre los electrodos. En la Figura 2.3 (c), la resistencia en el canal empieza a decrecer mientras que se incrementa la corriente.

De acuerdo a la última teoría termoeléctrica, la descarga ocurre en varios pasos como se ilustra en la Figura 2.3, primero, el estado de ionización mostrado en la Figura 2.3 (a), la carga inducida en los dos electrodos por la fuente de poder, genera un fuerte campo eléctrico, que es más fuerte mientras más se acercan hasta casi tocarse, y es ahí cuando la descarga tiene lugar. Iones y moléculas del líquido dieléctrico están polarizados y orientados entre estos dos picos formando un estrecho canal de baja resistencia, por el cual se inicia el flujo de corriente lo cual abrirá el camino para el flujo de corriente principal.

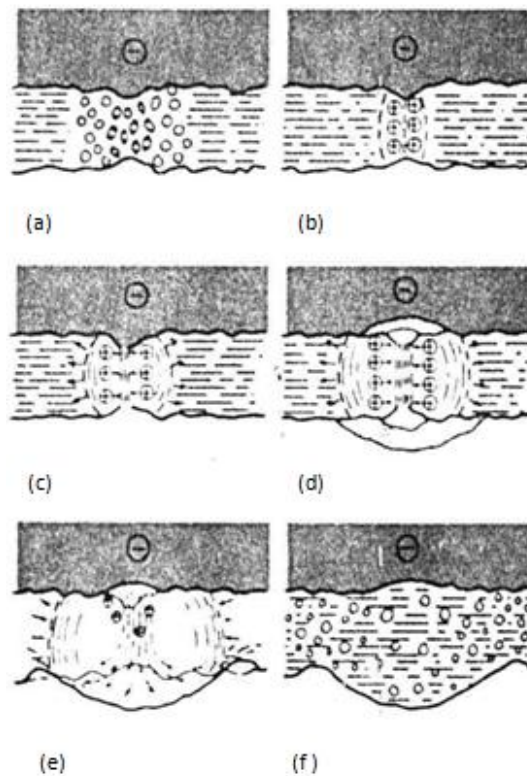


Figura 2.3. a).-Electrodos por la fuente de poder, b).- Corriente fluyendo entre los electrodos, c).- La resistencia en el canal empieza a decrecer, d).- Los iones atraídos magnéticamente comprimen el canal de corriente e incrementan la temperatura, e).- Se colapsa el canal de ionizado, f).- La trayectoria de expulsión deja marcas en el filo [14].

Otros elementos del proceso de electroerosión que han sido analizados mediante la teoría termoeléctrica incluyen, el poder de remoción de metal, absorción del calor del electrodo y del líquido dieléctrico, efectos de la duración del pulso y las características de la superficie electro-erosionada. En la Figura 2.4 se muestra los diferentes tipos de fuentes de poder utilizadas en el proceso de electroerosión.

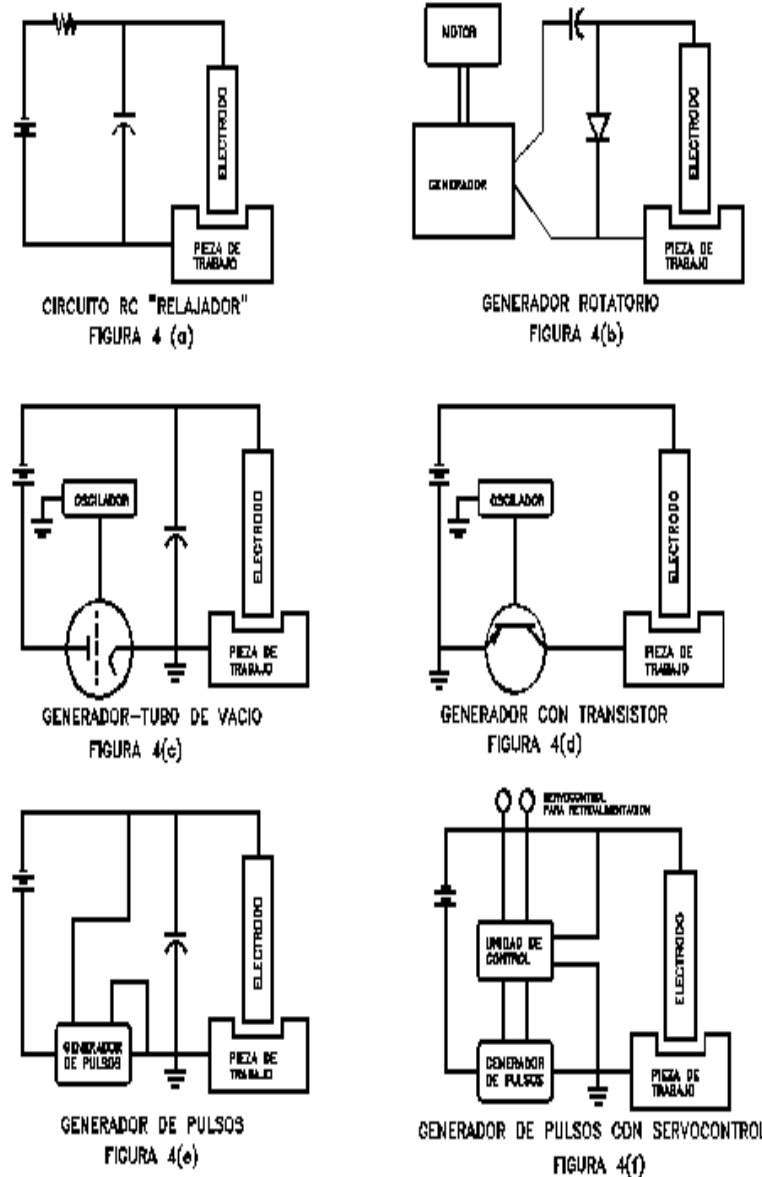


Figura 2.4. Los seis tipos básicos de fuentes de poder utilizadas en el proceso de electroerosión [14].

2.2.4 Acabado superficial y propiedades mecánicas

La Figura 2.5 muestra la naturaleza de una superficie electroerosionada. A diferencia de la mayoría de las superficies maquinadas, no presenta un patrón o marcas de la dirección de maquinado, su textura es regular (fina o gruesa) debido a que durante el proceso de corte se formaron pequeños cráteres en un acomodo muy regular puesto que la descarga eléctrica es bastante uniforme en toda la superficie.

El no tener una superficie con marcas direccionales ha probado ser una de las mayores ventajas del proceso de electroerosión sobre los métodos convencionales de corte [14].

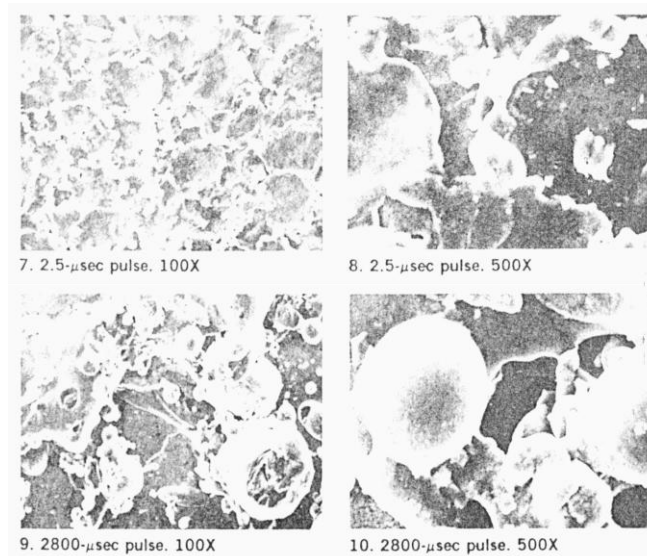


Figura 2.5. Acabado superficial y propiedades mecánicas [14].

Algunas de las industrias más beneficiadas con la electroerosión son: la aeronáutica y automotriz, la superficie no direccional de la electroerosión ha permitido una mejora notable en el comportamiento de los sistemas de control de flujo de combustible e inyección de mezclas en ambas industrias.

Como se mencionó anteriormente, toda la superficie expuesta al proceso de electroerosión es fundida y enfriada rápidamente. La capa re-solidificada es por lo general más dura que el material base (generalmente 0.025 mm), sin embargo, en algunas ocasiones llega a ser más blanda, sobre todo cuando se usan fuertes descargas para lograr velocidades de remoción altas.

Cuando la superficie es más dura o más blanda se producen esfuerzos internos que pueden reducir la resistencia mecánica de la parte terminada.

Las pruebas de fatiga realizadas a partes electro-erosionadas mostraron que hay fracturas en todas las superficies, su presencia se hace evidente en la dramática reducción de la resistencia a la fatiga, que en algunos casos llega a ser hasta de un 25%. La capa adyacente a la capa de metal re-solidificado, (usualmente de 0.025 mm ó menos) conocida como capa afectada por el calor, contiene esfuerzos que se concentran en los límites de grano, lo cual también reduce la resistencia a la fatiga [14].

2.2.5 Electroerosión por corte de alambre

Una máquina de corte por alambre es mucho más compleja que una maquina de penetración o vertical ya que requiere una serie de controles y dispositivos auxiliares para su funcionamiento, (Ver figura 2.6).

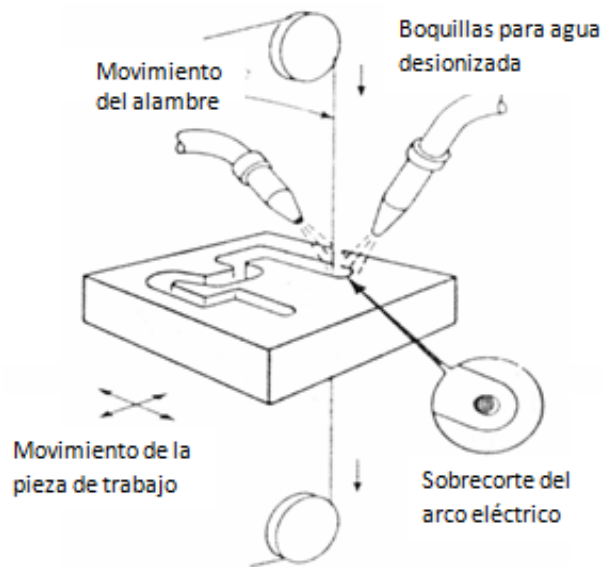


Figura 2.6. Electroerosión de corte por alambre.

Una de las ventajas de las máquinas de corte por alambre, es la posibilidad de ser movida por servomotores que a su vez pueden ser manejados por circuitos movidos mediante computadora, es decir cuentan con un Control Numérico por Computadora (CNC). En 1991 fue utilizado el primer circuito de compensación de suministro de potencia para obtener terminados finos en la superficie de los cortes.

2.2.6 ¿Que es la electrólisis?

Para aplicaciones prácticas de EDM, la electrólisis es la producción de cambios químicos por el paso de corriente eléctrica a través de un electrólito, que consiste en un conductor eléctrico no metálico a través del cual la corriente es transportada por el movimiento de iones agitados.

El hilo portador de corriente EDM comúnmente descarga partículas al tiempo que produce la acción de corte sobre la pieza. Las corrientes dispersas, alguna vez inevitables, producen efectos de degradación superficial tales como:

- Coloración azul del titanio
- Debilitamiento en los enlaces de cobalto de los carburos.
- Oxidación anódica del aluminio
- Herrumbre en materiales ferrosos
- Eventual micro-agrietamiento de todos los materiales.

2.2.7 Herramientas básicas del proceso

La necesidad de mecanizar huecos, ranuras u otras formas que tengan pequeños radios, es algo muy común. Si se concibe el electrodo de hilo como una especie de cortador de radio muy pequeño podrá imaginar su habilidad para cortar ese tipo de radios. Frecuentemente se utilizan diámetros de hilo de 0.101 mm ó de 0.152 mm, lo que permite cortar radios de 0.088 mm hasta 0.101 mm sin realizar ningún esfuerzo especial para obtener estos resultados dentro de una base consistente.

El flujo aumentado es una de las más importantes mejoras hechas en las electroerosionadoras de hilo, que contribuye a más rápidas velocidades de corte, pero las altas presiones deben ser utilizadas con cuidado en piezas delicadas.

Las máquinas y los requisitos de cada trabajo varían mucho, lo cual hace que la selección del hilo adecuado se convierta en una tarea difícil. Por consiguiente, si se busca alcanzar óptimos resultados, es necesario probar con diferentes tipos de hilos.

2.2.8 El proceso de Electroerosionado por corte de hilo.

La pieza de trabajo y el hilo representan los terminales positivo y negativo en el circuito eléctrico DC, y siempre se encuentran separados por un espacio, que la máquina mantiene controlada en forma permanente. Esta hendidura se debe llenar siempre con un fluido dieléctrico, en este caso agua desionizada, la cual actúa a la vez como aislante y como agente refrigerante. De igual forma, se deshace de las partículas erosionadas sobrantes del área de trabajo mediante un desagüe.

Los desechos metálicos vaporizados que crea este proceso, tanto de la pieza metálica como del material del hilo, se enfrían en seguida y se desechan mediante el flujo de fluido dieléctrico a través de la hendidura.

El material ideal para el electrodo de hilo en este proceso debe cumplir con tres características importantes: alta conductividad eléctrica, suficiente resistencia mecánica y características óptimas de chispa y emparejado.

2.2.8.1 Los tipos de hilos

Existen cuatro tipos de hilos:

- a).- El hilo de cobre
- b).- El hilo de bronce.
- c).- El hilo recubierto.
- d).- Los hilos finos de Molibdeno y Tungsteno

2.2.8.2 Aplicación

Tanto el espesor, las tolerancias finales y el terminado deseado de las piezas de trabajo (así como los cortes de refilado resultantes), como el tamaño de los radios, los ángulos de chaflán pronunciados (*high taper angles*) y el material de las piezas de trabajo, requieren de una atención especial en el momento de escoger el hilo más adecuado.

2.2.8.3 Rendimiento

Por razones económicas los usuarios deben obtener el máximo rendimiento de sus equipos. De ahí que la velocidad de corte se ha convertido en la pauta principal para la elección del hilo (Ver figura 2.7). No es raro encontrar que al cambiar hilos y realizar ajustes pequeños en las graduaciones de potencia, se

produzcan mejoras en la velocidad de corte del orden de un 20% a un 40% adicional [14].



Figura 2.7. Tipos de hilos para máquina erosionadora de alambre.

2.3 Maquinado con chorro de agua

El corte por chorro de agua es un proceso de índole mecánico, mediante el cual se consigue cortar cualquier material, haciendo impactar sobre éste un chorro de agua a gran velocidad que produce el acabado deseado (Ver figura 2.8).

Al ser un procedimiento de corte en frío resulta especialmente interesante, ya que esta demandado en todas las aplicaciones en las que el material no se pueda ver afectado por el calor. Existen numerosas ventajas que hacen de éste un producto puntero en el mundo industrial [15], [16].

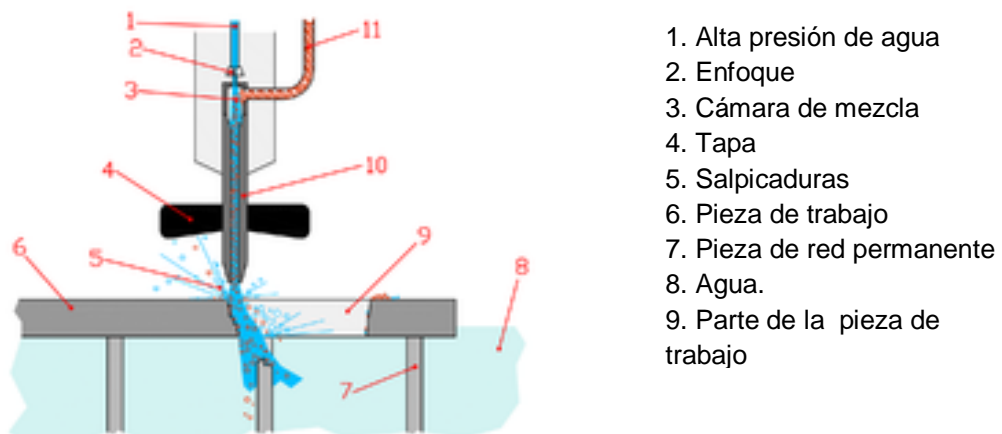


Figura 2.8. Diagrama de una máquina de corte por chorro de agua [16].

2.3.1 Procesos de conformado

La primera fase del proceso tiene lugar en el momento en que el pedido entra en oficina técnica, se diseña la pieza con el oportuno programa de diseño, puede ser posible añadirle determinados datos como sean la dureza o características del material, a la vez cabe tener en cuenta el tipo de corte que se desea obtener ya que puede variar desde el más bruto, al más definido, ya que los bordes del corte son limpios y sin imperfecciones Figura 2.9. Es un proceso continuo que termina con un acabado excelente de la pieza a mecanizar.



Figura 2.9. Un cortador abrasivo por chorro de agua acaba una herramienta especial [16].

2.3.2 Características del proceso

El dispositivo consiste en un chorro de agua a presión, cuyo diámetro de la boquilla oscila entre 0.08 mm a 0.45 mm de diámetro, por el cual, sale una mezcla de agua y abrasivo lanzado a una presión muy elevada, capaz de cortar cualquier tipo de material.

Uno de los elementos más importantes es la boquilla por la que sale el chorro, de ella depende la cohesión del chorro que condiciona en gran medida la viabilidad técnica de la aplicación, pues si el chorro es cónico se pierde poder de corte, precisión, calidad y las características de corte en seco.

La velocidad de corte es de máxima importancia y ésta dependerá de factores como la presión de la bomba y la capacidad del intensificador, diámetro de la tobera, cantidad y calidad de abrasivo y del espesor de la pieza, el sistema de aporte de presión permite que el líquido salga por el orificio a una velocidad de 1000 m/seg.

El motivo de añadirle abrasivo al agua es debido a que un simple chorro de agua no sería capaz de desarrollar cortes como los actuales en los materiales más duros, por ello se le aporta este abrasivo, mezcla de arcillas y vidrios, que dota al sistema de un aumento de posibilidades de corte infinito [15], [16].

En relación al espesor de la pieza a cortar, cabe decir que desde 5 mm, es cuando empezaría a ser rentable usar este método, hasta espesores de 200 mm en cualquier material, llegando incluso a los 400 mm usando eso sí, aplicaciones especiales.

Este chorro de agua puede cortar todo tipo de materiales, desde metálicos hasta blandos como un pastel, incluso se utiliza para preparación de superficies como limpiezas de barcos, pintura automovilística o industria aeroespacial. Es un proceso en el cual la generación de partículas contaminantes es mínima, no aporta oxidación superficial y la generación de viruta no es un problema en este caso [15], [16].

2.3.3 Ventajas y desventajas

VENTAJAS:

1. Al no haber herramientas de corte, no existe el problema de desgaste de la misma.
2. Corte de excelente calidad, en la mayoría de casos no se necesita un acabado posterior.
3. Universal, ya que la misma máquina puede cortar una enorme variedad de materiales.
4. Proceso sin exfoliación ni desgarros.
5. Apta para mecanizar perfiles intrincados.
6. Proceso sin aporte de calor.
7. Inexistencia de tensiones residuales debido a que el proceso no genera esfuerzos de corte.
8. No genera contaminación ni gases.
9. El mecanizado lo puede realizar el mismo ingeniero que ha diseñado la pieza, ya que no requiere de trabajo manual bruto, simplemente programar la máquina, ubicar la pieza y recogerla una vez terminada.

10. Reutilización de piezas procedentes de otros trabajos, abaratando de esta manera los costes finales.

11. Si se compara con los sistemas de plasma, oxicorte y láser, al ser estos tres con aporte de calor, el corte por agua permite un trabajo sin afectar a ninguna zona del material sobre el cual trabaja.

Si se compara únicamente con el láser, el chorro por agua permite cortar espesores mucho mayores [15], [16].

DESVENTAJAS:

Existen pocas, pero por destacar alguna se podría decir que el agua en comparación al corte por plasma es más lento. El corte por agua solo puede trabajar en dos dimensiones, impidiendo de esta forma el trabajo en más ejes.

2.3.4 Materiales a los que se aplica sin abrasivo

Este sistema, sin añadirle abrasivo, permite trabajar sobre:

- | | |
|------------------------|---------------------------------|
| -Caucho | - Goma |
| -Tapizado de vehículos | -Polipropileno |
| -Cartón | -Papel |
| -Espuma | -Materiales para empaque |
| -Fibra de vidrio | -Cualquier material no metálico |

Si al chorro de agua se le añade abrasivo es capaz de mecanizar:

- | | |
|--------------------|---|
| • Kevlar | Vidrio |
| • Grafito epoxi | Cerámica |
| • Mármol | Vigas de hormigón |
| • Titanio | Bronce de aluminio |
| • Granito | Aluminio |
| • Acero | Acero de carbón |
| • Acero inoxidable | Acero templado |
| • Latón | Otros materiales de espesores máx. de 200 mm. |

2.3.5 Aplicaciones

- Industria aeroespacial: Mecanizado de chapas de aleaciones de aluminio de alta resistencia y aleaciones de titanio. Suele ser más económico que el fresado por necesitar sistemas de sujeción más sencillos.
- Se utiliza para la preparación de superficies, como por ejemplo la limpieza de cascos de barcos y pintura automotriz.
- Industria automovilística: Corte de los paneles interiores de las puertas conformados por fibra de madera, realizados por robots. También se aplica al corte de zapatas de freno con lo que se elimina el problema de las partículas del material de fricción flotando por el aire.
- Industria textil: Se utiliza para cortar moquetas, obteniéndose mejores resultados que en el corte por calor, y que en el corte por cizalla, sobre todo en series cortas.
- Industria cerámica: Para el corte de materiales cerámicos donde el uso de herramientas de metal sufre un gran desgaste y el empleo de discos de diamante no permiten la obtención de contorneados complicados.
- Industria de mecanizado: Se utiliza para el mecanizado de piezas de todo tipo, desde arandelas, a láminas.
- Industria del calzado: Se comienza a emplear para recortar tejidos, cueros y pieles, y materiales sintéticos como los cauchos empleados en las suelas y en otras partes [15], [16].

2.4 MAQUINADO QUÍMICO Y ELECTROQUÍMICO

2.4.1 Maquinado químico

Este método se basa en que algunas sustancias como soluciones ácidas (para aceros) o alcalinas (para el aluminio) corroen al metal por disolución química y le quita pequeñas cantidades de material de la superficie, en la Figura 2.10 se puede observar el esquema del proceso. Es importante notar que no intervienen fuerzas ni herramientas como sí ocurre en las técnicas convencionales.

El maquinado químico se aplica en la industria aeroespacial para eliminar capas superficiales de material en partes grandes de aviones o cubiertas de misiles. También se utiliza para fabricar dispositivos microelectrónicos como tarjetas de circuito impreso o chips de microprocesadores. Este proceso tiene

la característica de que los costos de herramientas y equipos son bajos y es adecuado para corridas cortas de producción [20].

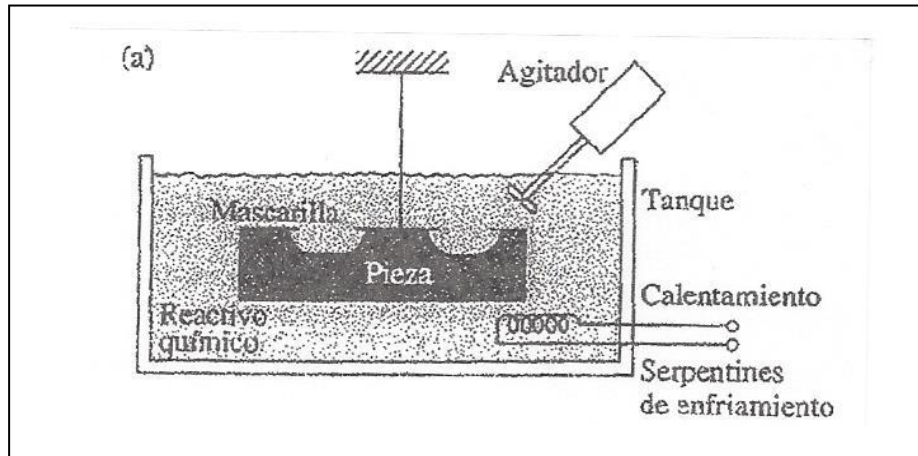


Figura 2.10. Esquema del proceso de maquinado Químico [20].

En el fresado químico se producen cavidades superficiales de hasta 12 mm sobre placas o láminas con el objetivo de reducir el peso total. El ataque es selectivo y se logra agregando capas removibles (enmascaramiento con cintas, pinturas o plásticos) o por inmersión parcial del reactivo.

El troquelado foto químico es una modificación del fresado químico y el material se elimina de una lámina delgada y plana mediante técnicas fotográficas. Posee la ventaja de poder troquelar formas complicadas sin rebabas. Se utiliza para fabricar laminaciones de motores eléctricos, mascarillas para televisión a color y para grabar superficies. Los costos de herramienta son bajos, el proceso se puede automatizar y es económico para volúmenes medianos a altos de producción. El inconveniente principal del troquelado químico son los desechos de los subproductos químicos.

2.4.2 Maquinado electroquímico

El principio de funcionamiento de esta técnica es el de electrodeposición invertida y se puede apreciar en la Figura 2.11. Un electrolito (sal inorgánica muy conductora) funciona como portador de corriente y la gran rapidez de movimiento del electrolito en el espacio entre la herramienta y la pieza, arrastra y retira los iones metálicos de la pieza (ánodo) antes de que tengan oportunidad de depositarse sobre la herramienta (cátodo). La velocidad de penetración de la misma es proporcional a la densidad de corriente y no se afecta por la resistencia, dureza, o la tenacidad de la pieza.

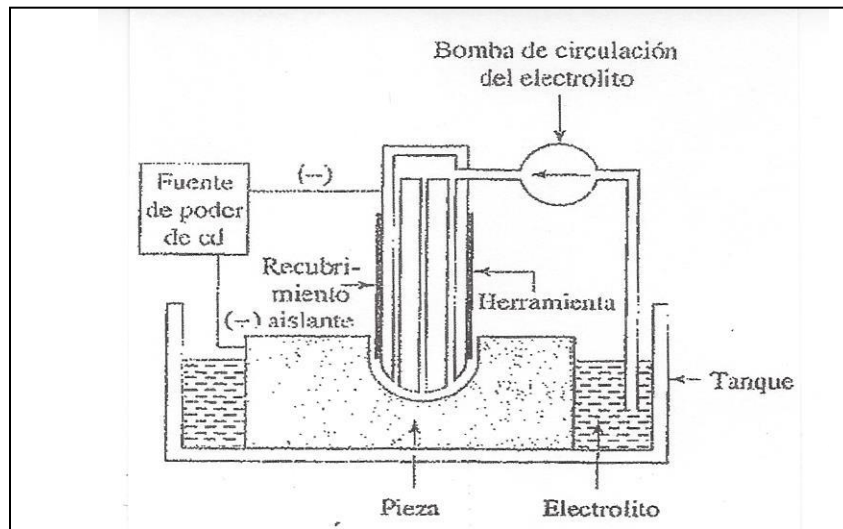


Figura 2.11. Esquema del proceso de maquinado Electroquímico [20].

El maquinado electroquímico se utiliza en la industria aeroespacial, para la producción en masa de álabes de turbinas y partes de motor de reacción y toberas. Tiene las ventajas de no causar daños térmicos en la pieza, no produce desgaste de herramienta, y puede producir formas complicadas con cavidades profundas en materiales duros. En la actualidad existen centros de maquinados controlados numéricamente que logran la mayor rapidez de remoción de material entre todos los procesos no tradicionales de maquinado.

Como desventaja, este método posee herramientas y equipos costosos y consume mucha energía. Asimismo, éste no es conveniente para producir esquinas agudas ni fondos planos ya que el electrolito tiende a erosionar y quitar perfiles agudos [20].

2.4.3 Rectificado Electroquímico

Esta técnica combina el maquinado electroquímico con el rectificado normal. La piedra rectificadora es un cátodo giratorio embebido en partículas abrasivas. Los abrasivos tienen las funciones de servir como aislantes entre la piedra y la pieza y de quitar mecánicamente los productos de la electrólisis del área de trabajo. Ya que sólo alrededor del 5% de la remoción es por acción del abrasivo (el resto es por el electrolito), el desgaste de la piedra es muy bajo.

Como ventaja principal, el proceso presenta mayor rapidez de remoción que en el rectificado convencional con una duración de herramienta mucho más grande inclusive para materiales con elevada dureza.

2.5 MAQUINADO POR LÁSER

El mecanizado con LÁSER es un proceso especial o proceso no convencional de mecanizado de índole térmica, que no genera viruta, en el que la eliminación del material se provoca por la fusión y vaporización del mismo al concentrar en zonas localizadas elevadas temperaturas.

Láser son las siglas en inglés 'Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation', lo que en español significa Amplificación de luz mediante emisión estimulada de radiación.

2.5.1 Características del proceso

La tecnología del mecanizado con láser se basa en la generación de un haz láser de elevada potencia que es dirigido hasta la pieza a mecanizar mediante un sistema de espejos de reflexión de alta precisión y una lente de enfoque convergente Figura 2.12. En la zona de incidencia del rayo se consigue una elevada densidad de energía térmica concentrada que produce la volatilización del material.

La tasa de eliminación del material no es masiva, y se produce una zona afectada por el calor que puede alterar la estructura cristalina, perjudicando así las propiedades del material.

Al ser una fuente de energía la que incide sobre el material a mecanizar, no se producen desgastes, roturas ni colisiones de la herramienta de corte.

Es fundamental para la mecanización por láser la absorción de la radiación del láser en el material de base o en una capa de recubrimiento. La absorción depende de la longitud de onda, del tipo de láser y del material. Se puede controlar mediante el control numérico (CNC).

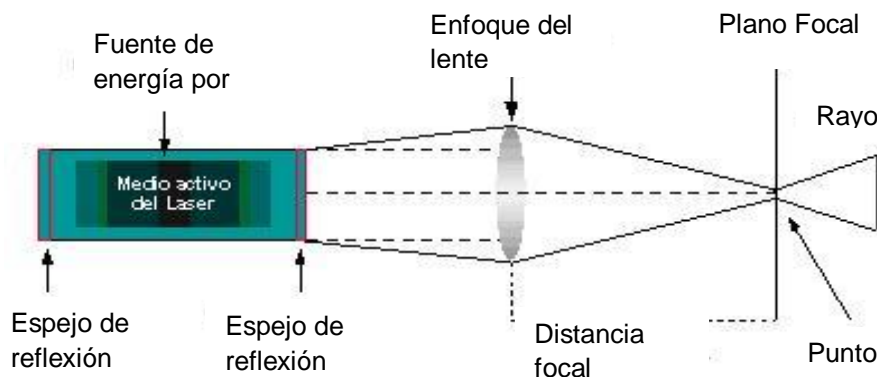


Figura 2.12. Mecanizado por rayo Láser [20].

2.5.2 Proceso de mecanizado

El láser refuerza la luz mediante absorción e irradiación de energía. Se dirige energía a una barra de cristal (cuerpo del láser) o a una mezcla de gas especial (gas del láser). Esta energía se produce a través de la luz (lámparas de rayos o diodo láser), o mediante una descarga eléctrica.

La alta densidad de energía y la alta temperatura del rayo en el punto de enfoque o punto focal, permiten que se produzca la eliminación, haciendo que el material se fusione y se vaporice, siendo casi siempre necesaria la protección de la zona de mecanizado con un gas inerte de aporte [17], [18], [19].

2.5.3 Materiales a los que se les aplica

El mecanizado con láser se emplea para mecanizar cualquier tipo de material independientemente de su dureza o maquinabilidad, como por ejemplo: metales duros y blandos, aleaciones termoresistentes, cerámicas, silicio, compuestos, cueros, cartón, tejidos, madera, plásticos, etc.

También es muy habitual utilizar este proceso para el mecanizado de materiales compuestos de matriz polimérica, [17], [18], [19].

2.5.4 Procesos de mecanizado con Láser

Taladros de agujeros.-Pueden llegar hasta los 0.1 mm de diámetro y relaciones de profundidad-diámetro de 20:1.

Corte laser.-Corte bidimensional (2D): En la operación de corte se divide un material en forma de placa mediante un rayo láser dirigido. El haz realiza un desplazamiento relativo a la pieza. En el corte de los metales suelen quedar marcas en forma de estrías y no se permite el corte de grandes espesores

Corte tridimensional (3D): Este sistema se emplea en campos que requieren gran precisión y es utilizado por el sector automotriz para el corte de piezas de interior como apoyabrazos, columnas, material decorativo o piezas de exterior como depósitos de gasolina.

Grabación por laser.-El material de base se vaporiza por la radiación del haz láser, por lo tanto, la intensidad de la radiación láser deberá superar el espesor. Este método es el más rápido del mecanizado con láser.

Abrasión.-Se volatiliza una pequeña capa superficial del material.

Templado (Revenido).-Si se calienta el metal, éste se tiñe por el efecto del temple, que se produce por los cambios de la textura de la capa externa. La coloración o el tinte dependen de la temperatura máxima que se consigue. Con la tecnología láser se puede calentar superficies de manera controlada así, pueden crearse colores claros y oscuros de templado.

Quemado.-A la capa superficial se le aplica un procedimiento de pulverización que vuelve a quitarse tras el grabado. Este proceso provoca oxidación en la superficie del metal.

Espumado.-Cuando se mecanizan por láser determinados plásticos, se produce un espumado. El haz láser funde la capa superficial del plástico, produciendo burbujas de gas que al enfriarse el material quedan cerradas.

Viraje de color y blanqueamiento.-La radiación láser penetra en el material y es absorbida en pigmentos. Si éstos se modifican químicamente, se produce un cambio en la coloración del material.

Marcado por láser.-Marcar materiales como el metal, plásticos y cuero mediante un sistema de rotulación láser.

Abrasión láser.-Se utiliza para extraer o limpiar el material de la superficie de un sólido mediante la irradiación de este con un haz láser.

Soldadura láser.-Soldadura por fusión que utiliza la energía aportada por un haz láser para fundir y recristalizar el material o los materiales a unir, [18], [19].

2.5.5 Aplicaciones

Mecanizado de figuras y piezas de pequeñas dimensiones, formas geométricas complejas que no son posibles o es muy caro obtener por procesos convencionales. Permite la creación de cavidades para aplicaciones tan diversas como moldes técnicos de precisión, piezas de uso médico, electrónica, moldes de semiconductores, microtecnología, construcción de prototipos, moldes de microinyección, micropostizos para la matricería, grabados superficiales y profundos y sustituir operaciones de electroerosión en casos específicos.

2.5.6 Ventajas del mecanizado con láser

- Este mecanizado es rápido y productivo.
- Las cortaduras por láser son de aplicación flexible. Los trabajos grandes de corte se pueden realizar de forma fácil y rentable, como producciones en masa.

- Son adecuadas para el corte con láser tanto piezas muy pequeñas como objetos de grandes dimensiones.
- El mecanizado por láser es muy seguro, el material no necesita ser fijado ni enderezado. Los usuarios no entran nunca en contacto con piezas móviles o abiertas de máquinas.
- El corte por láser es especialmente sencillo, los principiantes en este proceso pueden conseguir un corte perfecto.
- Esta técnica es muy limpia, con ella se consiguen rebordes agudos sin deshilachamientos.
- En el mecanizado por láser no hay contacto entre herramienta y pieza, así se evita que se produzcan fallos, roturas y desgastes.

Con este proceso se pueden obtener paredes verticales y acabados de esquinas vivas.

2.6 MECANIZADO ULTRASÓNICO

El mecanizado ultrasónico (USM) es un proceso de índole mecánica en el que se remueve material de la pieza dejando una forma específica en ella. Para ello la herramienta vibra a 20kHz y gira a unos 5000 rpm, todo ello acompañado por un líquido abrasivo que además sirve para refrigerar la pieza, ver Figura 2.13, los materiales normalmente usados son el acero, acero inoxidable y molibdeno, etc. La forma de la herramienta es importante para que no recoja energía, la punta nunca toca la pieza que suele ser de materiales dúctiles.

El material abrasivo (contenido en una pasta) es el que realmente se come el material, normalmente las partículas de abrasivo suelen ser duras, como por ejemplo diamante, nitrógeno de boro cúbico, carburo de boro, carburo de silicio y óxido de aluminio, de esto el más usado es el carburo de boro.

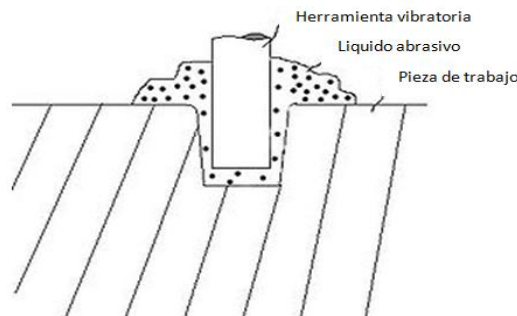


Figura 2.13. Elementos básicos del maquinado ultrasónico.

2.6.1 Aplicaciones

- Materiales blandos y duros de todo tipo, metálicos y no metálicos, cerámicos o compuestos.
- Producir hoyos, huecos y formas irregulares limitado solo por las formas disponibles para las herramientas.
- La razón de profundidad-diámetro es baja, generalmente de 3:1.
- Dependiendo del abrasivo se pueden procesar materiales como el carburo de tungsteno, cerámicas de alta densidad, duros compuestos sinterizados, piedras preciosas, minerales, etc..

2.6.2. Mecanizado por ultrasonido rotatorio.

Mecanizado Ultrasónico Rotatorio (RUM) se usa para mejorar el trabajo del taladrado, corte, fresado o roscado de materiales que son difíciles con el mecanizado tradicional. A diferencia del mecanizado ultrasónico, en el RUM se usan herramientas de diamante que **tienen contacto directo** con la pieza. No requiere sistema de recirculamiento del abrasivo.

Se basa en el empleo de herramientas de diamante que eliminan el material por la combinación de un giro y de una vibración ultrasónica en dirección axial.

La separación constante entre herramienta y pieza consigue que las fuerzas de corte se reduzcan y que el calor sea menor. Lo que conlleva una protección de la herramienta y de la pieza aumentando la productividad en hasta 5 veces y con unos acabados superficiales de 0.2 μm .

2.6.3 Aplicaciones del RUM

- Industria del automóvil: discos de freno, toberas de inyección, insertos de moldes de inyección, en materiales como Nitruro de Silicio, Alúmina, metal duro, acero templado .
- Industria de los semiconductores: elementos de refrigeración, en materiales como Silicio, Cuarzo Hialino.
- Industria óptica: lentes cóncavas y convexas, espejos; en materiales como Zafiro, Silicio y cristales varios.
- Industria médica: articulaciones, coronas dentales; en materiales cerámicos como Zirconia, Alúmina.

- Varios: guías anti-desgaste, pirometría, boquillas de soldadura, aisladores térmicos; también en materiales cerámicos.

Se puede observar que todas las aplicaciones tienen en común propiedades de alta dureza, resistencia mecánica al desgaste, baja densidad, resistencia a la abrasión a altas temperatura, capacidades ópticas, etc. Se pueden crear geometrías que difícilmente podrían conseguirse con otros procesos de fabricación.

2.6.4 Ventajas de la tecnología RUM:

- Reducción de los esfuerzos de corte, de la carga térmica a la pieza y desgaste de la herramienta.
- La mezcla de rotación y giro, consigue mayores tasas de arranque que en los mecanizados tradicionales.
- Gran acabado superficial que depende del tamaño del gránulo del abrasivo, siendo menor cuanto más fino sea. La rugosidad R_a obtiene valores comprendidos habitualmente entre 0.4 y 1.6 μm .
- El movimiento ultrasónico junto con el refrigerante interno y externo crea un efecto de auto limpieza en la herramienta haciendo que esta no sufra de incrustación.
- Aumenta la vida a la fatiga.
- Se pueden tratar materiales duros y frágiles llevando a cabo pequeñas operaciones de corte, desde 0.5 mm.

2.7 MAQUINADO A ALTA VELOCIDAD MAV

2.7.1 Introducción

Iniciado el siglo XXI es prácticamente inimaginable la revolución experimentada por la tecnología de fabricación en los últimos 10-15 años. El denominado Mecanizado a Alta Velocidad (MAV) es ya una realidad que muchas empresas y mucha gente todavía desconocen, es una tecnología de corte con bases sólidas por ejemplo: materiales con una dureza superior a 50 HRC o paredes delgadas de 0.2 mm, [19].

2.7.2. Mecanizado de alta velocidad

¿Es mecanizar a altas velocidades de corte (V_c)?, ¿Es mecanizar a altas velocidades de husillo (n)?, ¿Es mecanizar a altos avances (V_f)?

Las condiciones del proceso (velocidad de corte, avance, profundidades de corte radial y axial, etc.), dependerán del material a mecanizar, así como de las máquinas y herramientas disponibles. Cada material y aleación que pretendamos mecanizar posee sus propias características de maquinabilidad, lo que marcará los límites operativos del proceso.

El triángulo material-herramienta-máquina limitará los parámetros de corte, estrategias de mecanizado, volumen de material extraído por unidad de tiempo, etc. La velocidad de corte y las condiciones de proceso en general dependerán del material a mecanizar. La siguiente gráfica (Figura 2.14) muestra los rangos de velocidades de corte en función del material mecanizado con las posibilidades existentes limitado por la pieza/material a mecanizar y las máquinas herramientas (CAD/CAM-CNC) disponibles. Esto puede suponer mecanizar a velocidades de corte entre 5 y 10 veces superiores a las que se utilizan de manera convencional para cada material.

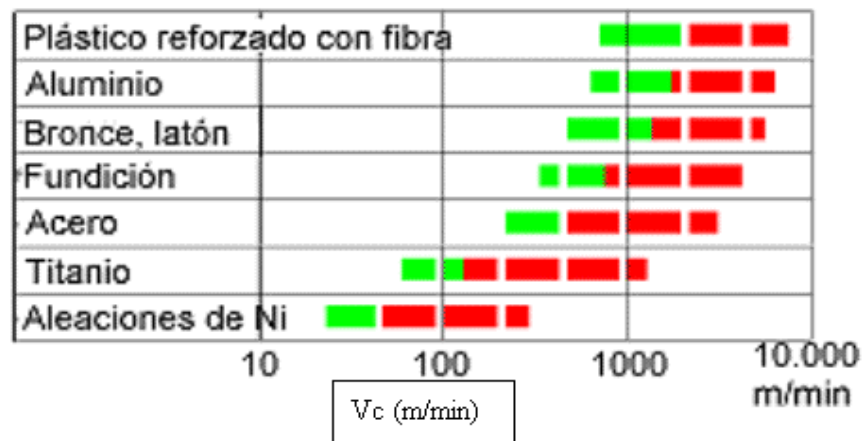


Figura 2.14. Velocidades de corte comúnmente usadas para diferentes materiales [21].

2.7.3. ¿Qué supone el MAV en una empresa?

La incorporación de MAV constituye un paso importante hacia el mecanizado en óptimas condiciones y la posibilidad de mecanizar algunos materiales (aluminio, magnesio, etc.) a altas velocidades de corte V_c (>30.000 rpm), altos avances ($2g$), etc. El MAV tiende a sustituir las pasadas de gran profundidad a baja velocidad de corte por muchas pasadas rápidas de menor profundidad de corte, obteniendo un considerable aumento de viruta desalojada (volumen de

material por unidad de tiempo). Las altas velocidades de corte y los elevados avances disminuyen las fuerzas de corte gracias a espesores de viruta cada vez más pequeños, [21].

2.7.4. Ventajas del MAV

- Disminución de las fuerzas de corte en los materiales dúctiles, posibilidad de mecanizar paredes delgadas (0.2 mm).
- Mayor precisión de los contornos, mejor calidad superficial y tolerancias dimensionales más precisas.
- Reducción del tiempo de pulido.
- Mecanizado de una sola atapa para el desbaste y acabado.
- Mecanizado de paredes finas.
- Reducción del tiempo de mecanizado y coste global.
- Disminución del coeficiente de rozamiento viruta-herramienta.
- Evacuación casi total del calor por medio de la viruta.
- Aumento en la vida de la herramienta.
- Posibilidad de mecanizado de aceros duros (>50 HRC) como si fuera mecanizado en caliente, [21].

2.8 MAQUINADO EN SECO

2.8.1 Introducción

Justo hace dos décadas, los fluidos de corte representaron menos del 3 % del costo de los procesos de mecanizado. Los tiempos han cambiado aunque, hoy, los fluidos de corte representan hasta el 15 % de los costos de producción del taller y los propietarios de los talleres de máquinas herramientas se preocupan constantemente por estos fluidos.

El uso de fluidos de corte o refrigerantes tradicionales contaminan el medio ambiente. La contaminación ocurre por la evaporación de elementos nocivos y por la mezcla con agua en la etapa de desecho de los refrigerantes. Aunque la industria productora de fluidos de corte y refrigerantes está colaborando

con la reducción en el impacto ambiental, absteniéndose de emplear compuestos que incluyan Cl, S y Pb, la contaminación sigue presente y como resultado ha surgido el interés en el maquinado en seco y en MQL (Machining Quantity Lubrication) [22].

Otro factor es la reducción en el costo de producción, en el mecanizado convencional el uso de fluidos de corte representa entre 16-20% del costo final de la pieza. También existen cifras que señalan que el costo para compra, cuidado y desecho de los fluidos de corte de metales es 2 veces más alto que el costo de maquinado [23].

Teniendo en cuenta que en Estados Unidos el uso de fluidos de corte se estima en alrededor de 100 millones de galones al año y en el mundo de 640 millones de galones, donde el 52% son usados en maquinado y 31% en procesos de estampado se hace evidente que existe mucho camino por recorrer en la reducción de costos de producción utilizando los fluidos de corte en menor cantidad o eliminándolos del proceso de mecanizado completamente [23].

Los fluidos de corte, especialmente aquellos que contengan hidrocarburos, se han convertido en una responsabilidad enorme. Porque muchas de las operaciones de mecanizado de alta velocidad y boquillas de fluidos crean nieblas aerotransportadas, los órganos gubernamentales también limitan la cantidad de niebla permitida en el aire generada por corte con líquido. Además, la EPA (*US Environmental Protection Agency*) ha propuesto normas aún más estrictas para el control de tales partículas aerotransportadas y la Administración de Salud y Seguridad Ocupacional (OSHA) está teniendo en cuenta la recomendación de la Comisión Consultiva para disminuir el límite de exposición permisible para niebla de líquido.

Reducir o eliminar el uso de fluidos de corte no es tarea sencilla, ya que estos proveen beneficios en el proceso de mecanizado como el enfriamiento de la herramienta y la evacuación de la viruta. De manera que las tecnologías de mecanizado en seco y MQL deben compensar de alguna manera esos beneficios perdidos cuando se reduce o elimina el uso de fluidos de corte. Una forma de compensar es utilizando herramientas de corte hechas de materiales más resistentes al calor que se genera en el mecanizado, también se utilizan sistemas de refrigeración más eficientes que permiten optimizar el uso de los refrigerantes y de esa forma reducir su consumo. Con estas nuevas propuestas en el proceso de mecanizado, las tecnologías de mecanizado en seco y MQL están ganando espacio en la industria y prometen ser una mejor alternativa que el mecanizado convencional [22].

2.8.2 Mecanizado en seco: mecanizado económico y ecológico

En tiempos pasados era difícil pensar en un mecanizado de calidad sin la utilización de refrigerantes que facilitara el arranque de viruta. Pero el mecanizado en metal ha experimentado un gran progreso con el paso de los años y hoy en día, no es ninguna quimera decir que se puede lograr un mecanizado de calidad sin utilizar ningún tipo de aceites o emulsionantes.

Estas son algunas de las ventajas del mecanizado en seco, es decir, mecanizado sin refrigerantes líquidos:

- ✓ El ahorro económico, ya que el refrigerante es uno de los consumibles con mayor costo dentro de la industria del metal. Asimismo, el almacenamiento del refrigerante agotado supone un gasto importante, ya que la legislación obliga a tener una zona especialmente acondicionada para este fin. De hecho, la gestión y retirada de los residuos implica un gasto añadido.
- ✓ La disminución del impacto medioambiental.
- ✓ No se generan grandes variaciones térmicas en el filo de corte durante el mecanizado. Dichas variaciones son en la mayoría de veces las culpables de las roturas y desgaste de la plaquita.
- ✓ La no-necesidad de realizar tratamientos de descontaminación de la viruta para su posterior retirada.
- ✓ Evitar la tarea de limpieza de las piezas después del mecanizado.
- ✓ Evitar riesgos físicos, ya que disminuyen los riesgos de crear zonas resbaladizas alrededor de las máquinas, así como irritaciones y alergias cutáneas.

El truco consiste en saber cómo integrar correctamente las herramientas, máquinas y técnicas de corte ver Figura 2.15.



Figura 2.15. Maquinado en seco combinando: Herramienta de corte, máquina, y condiciones de corte [22].

2.8.3 Comparación entre Maquinado Convencional, Maquinado con cantidad mínima de lubricante (MQL) y Maquinado en Seco (Dry Machining)

Los lubricantes reducen la fricción en el proceso de maquinado y por ende la generación de calor, también cumplen la función de transportar la viruta, limpiar la pieza de trabajo y la herramienta [24].

El maquinado comercial o convencional es en el que actualmente se obtiene mejores resultados en cuanto a rendimiento en el maquinado. Pero al utilizar exageradas cantidades de fluido de corte, se vuelve económicamente inviable, además el tratamiento de los fluidos de corte cuando son desechados crea un problema ambiental [22].

Considere la posibilidad de *una operación de fresado*. Suponiendo que el fluido puede superar las fuerzas centrífugas creadas por una herramienta de fresado que gira a altas velocidades, el líquido se vaporiza antes de llegar a la zona de corte, por lo que de todos modos produce poco o ningún efecto de enfriamiento. Como resultado, las fluctuaciones de temperatura son mayores cuando se aplica el líquido.

Aunque el ciclo de calefacción y refrigeración ocurre en el mecanizado en seco, las fluctuaciones de temperatura son mucho mayores cuando existe fluido de corte. El choque térmico subsiguiente puede crear tensión en la pieza y en la herramienta y en consecuencia la posibilidad de rotura prematura.

Una situación similar puede surgir durante el torneado de producción. Cuando se corta acero de medio carbono a velocidades superiores a 130 m/min, por

ejemplo, insertos de carburo sin revestimiento en un corte de menos de 40 segundos pueden sufrir choque térmico pronunciado cuando se expone al refrigerante. Este choque acorta la vida de la herramienta drásticamente aumentando ligeramente el desgaste de cráter y significativamente el desgaste del flanco.

El maquinado en seco incrementa el daño en la herramienta porque las condiciones de contacto se vuelven demasiado severas. El desgaste en la herramienta por el maquinado en seco se evidencia por la formación de una capa adhesiva sobre la superficie de la herramienta y también por un fenómeno llamado difusión [25]. El fenómeno de la difusión se observa por una superficie suave y desgastada sin deformación plástica [22].

Un obstáculo importante para el crecimiento de corte seco es el conocimiento convencional de que los fluidos son necesarios para alcanzar acabados aceptables y larga vida a las herramientas.

Avanzados grados de carburo cementado, especialmente aquellos protegidos con un recubrimiento, cortan más eficientemente sin fluidos de corte cuando se ejecuta a altas velocidades y temperaturas.

La decisión de corte húmedo o seco debe hacerse sobre una base de caso por caso. Un líquido lubricante a menudo resultará beneficioso en aplicaciones de baja velocidad, maquinado de materiales duros, aplicaciones difíciles y cuando son requerimientos exigentes del acabado de la superficie. Muchas veces, sin embargo, las capacidades de rendimiento extra que pudiera ofrecer un fluido de corte no vale la pena el gasto extra y en un número creciente de aplicaciones, los fluidos de corte son simplemente innecesarios o francamente perjudiciales. Las herramientas de corte modernas pueden ejecutar el trabajo más caliente que sus predecesores y a veces, puede utilizarse aire comprimido para llevar la rebaba caliente fuera de la zona de corte.

El Mecanizado en seco debe ser "procedimiento operativo estándar" para muchos trabajos de corte. No sólo es posible suavizar materiales endurecidos, el mecanizado en seco, es rentable.

En MQL generalmente se usa aceite como lubricante, que se lleva a la herramienta en diminutas cantidades con o sin asistencia de un medio de transporte. Es importante establecer la diferencia entre mínima cantidad de lubricación (MQL) y mínima cantidad de enfriamiento (MQC). El MQC se da

cuando se usan emulsiones, éstas no proporcionan lubricación, pero si son importantes para el enfriamiento de la pieza [24].

En experimentos llevados a cabo comparando el rendimiento de mecanizado entre MQL y maquinado en seco, se obtuvieron resultados demostrando que en el maquinado en MQL con polyolester A, se obtiene un rendimiento superior que con maquinado en seco, ver Figura 2.16, [25].

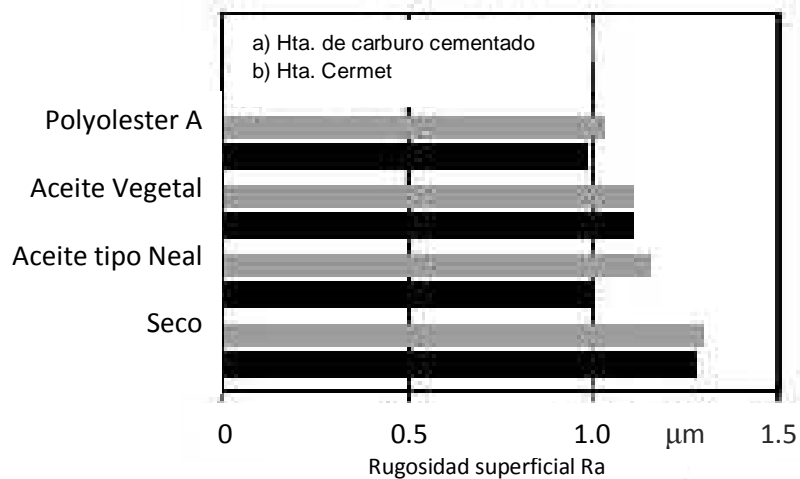


Figura 2.16. Comparación de la rugosidad obtenida en maquinado con diferentes tipos de refrigerante (técnica MQL) y en seco [24].

2.8.4 Materiales y Recubrimientos

La necesidad de crear herramientas de corte con requerimientos especiales, ha incentivado la fabricación de herramientas con distintos tipos de materiales con propiedades específicas entre estos encontramos [24]:

- Carburos cementados: Son los materiales de corte más usuales en aplicaciones de mecanizado actuales, se fabrican al sintetizar a altas temperaturas y presiones, polvo metálico duro con cobalto como aglutinante, los materiales hechos a base de carburos cementados tiene altas fuerzas de corte a altas temperaturas además de tener una elevada resistencia a la tracción [25].
- Cermet: El cermet posee una estructura similar a los carburos cementados, pero posee componentes duros como el carburo de Tantalio y el titanio que hacen que el cermet conduzca a una mayor dureza en caliente, lo que hace posible el poder manejar mayores velocidades de corte, adicional a esto el cermet posee muy buena estabilidad química contra el desgaste y la oxidación.

- Cerámicos: Cuando se realiza maquinado en seco se trabaja bajo altas temperaturas principalmente por las altas velocidades de corte, cuando se maquinan piezas de acero templado o fundición gris es muy útil el uso de materiales cerámicos. La cerámica usada para herramientas de corte puede estar constituida a partir de nitruro de silicio o de óxido de aluminio, estas cerámicas poseen una resistencia reducida contra los choques térmicos y una alta dureza a temperaturas elevadas.
- Nitrúro de boro cúbico (CBN): Para poder fabricar herramientas a base de CBN este se combina con un material cerámico y con aglutinante metálico, de esta manera se obtiene un material con elevados índices de dureza y una gran resistencia al desgaste a temperaturas extremas.
- Diamante: El material de corte con mayor dureza es el diamante policristalino (PCD), las ventajas del uso del PCD se fundamentan en el bajo coeficiente de fricción, baja expansión térmica y una alta resistencia, especialmente a la corrosión química. Pero el uso del PCD tiene un limitante y es la temperatura, pues la máxima temperatura que soporta el diamante está alrededor de los 600°C, debido a que por encima de esta temperatura se inicia el proceso de grafitización.

Recubrimientos: El uso de recubrimientos en las herramientas de corte es necesario para compensar los efectos de la falta de lubricante los cuales incluyen un aumento en la temperatura, dificultad en la evacuación de viruta y mayor desgaste. Dependiendo del material a maquinar o del proceso que se vaya a llevar a cabo, se emplean diferentes tipos de recubrimientos tales como [24]:

- Recubrimientos multicapa: Un recubrimiento multicapa se caracteriza por poseer varias capas de recubrimiento, ya sea del mismo material o varios. Este sistema multicapa es usado con el fin de aprovechar las propiedades obtenidas mediante la combinación de materiales.
- Recubrimientos de nanocapas: Este tipo de recubrimiento es muy similar al multicapa, con la diferencia de que se trabajan capas de un grosor de tamaño nanométrico reduciendo el espesor final.
- Supernitruros: Con el uso de las nanocapas se fabrican supernitruros, que son recubrimientos duros de alto rendimiento con alta estabilidad química y las mismas propiedades de los recubrimientos de nitruro.
- Otros recubrimientos: Se han desarrollado otros recubrimientos a partir de materiales empleados en la fabricación de herramientas de corte, con el fin de obtener un mejor aprovechamiento de sus

propiedades, como es el caso de los recubrimientos a base de nitruro de boro cúbico que provee a la herramienta de más dureza.

2.8.5 Costos del maquinado en seco y maquinado con cantidad mínima de lubricante MQL

Al implementar el maquinado en seco o de mínimo lubricante, el principal factor de motivación es evitar el daño ambiental y el ahorro, que se verá reflejado en mejora de la productividad, en la Figura 2.17 se puede ver reflejado el costo actual del maquinado en porcentajes de acuerdo a los diferentes conceptos involucrados en el mismo.

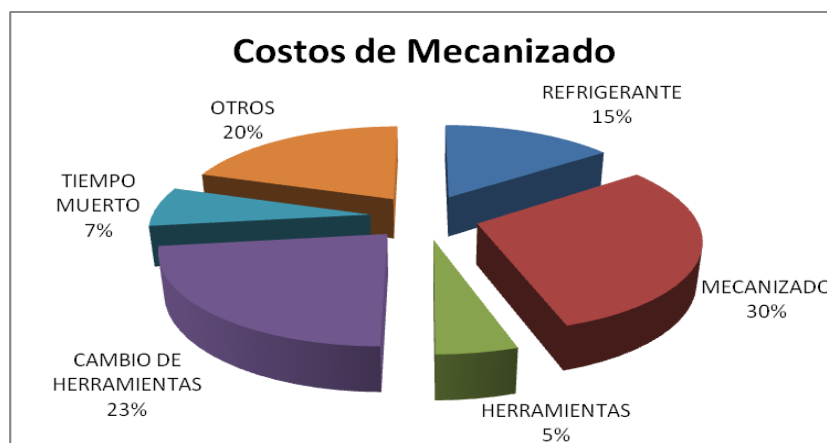


Figura 2.17. Gráfica con los diferentes costos relacionados con el mecanizado, se observa un 15% de costo por refrigerante.

El mercado global se estimaba sobre 1500 millones de dólares hacia el año 2007 con un incremento anual del 6% relativo a los equipos empleados en la filtración y separación de fluidos de corte, lo cual planteaba una razón importante para las empresas de buscar nuevas estrategias para reducir el uso de lubricantes a partir de esto se empezó a usar sistemas para uso de mínima cantidad de lubricante MQL o removerlo totalmente, lo cual implicaba condiciones agresivas de maquinado para ello se desarrollaron aleaciones como recubrimientos de diamante CVD (Deposición Química de Vapor), el cual es un factor clave en el mejoramiento de las herramientas de corte en el maquinado en seco de aleaciones Al-Si superando los recubrimientos más empleados como TiC, TiB₂, TiN entre otros.

Finalmente en vista de los problemas ambientales y de salud para los operarios en contacto con los fluidos de corte, se viene prestando especial

atención a la eliminación de los fluidos de corte de los procesos productivos o a remplazar sus bases lubricantes por otras biodegradables, no tóxicas y respetuosas con el medio ambiente. Actualmente bajo el término biodegradable se incluyen aceites vegetales, poliglicol éteres y esteres sintéticos y entre los esteres diesteres, polyolesteres y fosfato esteres.

De hecho, el mecanizado en seco o con estos fluidos de corte alternativos, se ha convertido en tema prioritario de investigación en aquellos países de la UE (Unión Europea) donde los costes de gestión de los residuos encarecen notoriamente los procesos de fabricación con fluidos convencionales. La mayoría de ellos se están realizando en Alemania, liderados por empresas tan significativas como Bosch, BMW y Mercedes Benz.

CAPÍTULO 3

SUPERALEACIONES

3.1 Antecedentes

Los primeros vuelos exitosos de aviones con motor de chorro (En la II Guerra Mundial, por el ejército alemán y británico) se hicieron con materiales limitados de modesto rendimiento. A medida que avanzaban, los motores a reacción continuaron siendo orientados hacia mejores materiales [35].

Así los diseñadores durante mucho tiempo habían tenido la necesidad de materiales más fuertes y resistentes a la corrosión para aplicaciones de alta temperatura. Los aceros inoxidables, desarrollados y aplicados en la segunda y tercera décadas del siglo 20, sirvieron como punto de partida para cubrir los requisitos de ingeniería de altos niveles de temperatura. Pronto se comprobó que estaban limitados en sus capacidades de resistencia. La comunidad metalúrgica respondió al aumento de las necesidades, haciendo lo que podría denominarse superaleaciones de variedades inoxidables [28].

Con el advenimiento de la Segunda Guerra Mundial, la turbina de gas llegó a un alto nivel de operación por la invención de aleaciones o adaptaciones. Aunque las patentes de adición de aluminio y titanio para las aleaciones de tipo Nicrom fueron emitidas en la década de 1920, la industria de superaleaciones surgió con la adaptación de una aleación de cobalto (Vitalium, también conocida como Haynes Stellite 31) utilizada para satisfacer requisitos de resistencia a alta temperatura de los motores de las aeronaves. Algunas aleaciones de base níquel-cromo empezaron a estar disponibles (los Inconeles y Nimonics), se podría decir como ejemplo el alambre de un tostador (Nicrom, una aleación desarrollada de níquel-cromo en la primera década del siglo 20). Por lo tanto, la carrera fue hacer aleaciones superiores con capacidad de resistencia a más alta temperatura del metal para cubrir los requisitos de los diseñadores.

No obstante, la evaluación de los progresos en materiales desde 1942 mostró una espectacular serie de acontecimientos que permitieron aumentos ininterrumpidos en la temperatura y la tensión de operación. Los desarrollos fueron orientados tanto a procesos como a las aleaciones, a menudo una combinación de los dos. Como resultado, el empuje neto de 800 libras del motor de 1942 Whittle se elevó al nivel de 65.000 libras un factor de 80 en poco más de 40 años [27]. El moderno motor de alto rendimiento de una aeronave no podría funcionar sin los importantes avances logrados en el desarrollo de superaleaciones en los últimos

50 años. Una característica notable de las aleaciones base níquel son sus aplicaciones de carga a temperaturas por encima de 80% de la temperatura de fusión, una fracción que es superior a la de cualquier otra clase de aleaciones de ingeniería [26]. Las superaleaciones han sido intrínsecamente vinculadas a la historia del motor a reacción para las que fueron diseñadas, simplemente un avión jet moderno no podía volar sin ellos. Actualmente se buscan otras mejoras en capacidad de temperatura, por ejemplo, para las dos cubiertas de los motores de poder del Airbus A380 y el Boeing 787 Dreamliner [6].

Inicialmente, las aleaciones base cobalto surgieron como las líderes para la fabricación de los álabes, mientras que las aleaciones base hierro sirvieron para requerimientos de temperatura más bajas, por ejemplo discos. En la práctica la mejora convencional fue las aleaciones forjadas, como el S-816, dieron paso a las fundiciones de precisión de grano grueso como aleaciones de base cobalto. Entonces la industria aprendió a controlar el tamaño de grano y la estructura, los diseñadores aprendieron a vivir con ductilidades menos deseables y las temperaturas de operación ascendieron a 815 °C. Las piezas de fundición de precisión, entonces y ahora siguen desempeñando un papel dominante en el mundo de las superaleaciones.

Se produjeron avances paralelos en los sistemas base níquel, las valoradas, flexibles y ahora dominantes aleaciones reforzadas γ/γ' (γ =fase Gamma, γ' = fase Gamma prima, las cuales se explican más adelante). Aquí tomó importancia el desarrollo del proceso de la metalurgia al vacío para hacer posible la producción de composiciones de “alta aleación” mediante el control de los niveles de impurezas. Luego sigue un mayor contenido de aleación que lleva a una mayor resistencia y el potencial de temperatura, se realizaron a través del desarrollo de la tecnología especial de refusión, la de arco al vacío fue la más destacada.

Para estos desarrollos se requirieron esfuerzos sin precedentes por grupos de investigación y desarrollo para demostrar y evaluar las funciones de la composición de la aleación y su estructura además utilizar el beneficio de los niveles de pureza que antes se consideraban inalcanzables y desarrollar técnicas avanzadas que modifican aún más las estructuras y la química para resolver problemas especiales en última instancia, fue lo que condujo al desarrollo de álabes de solidificación direccional y de un solo cristal, considerados acontecimientos relevantes, las aplicaciones para el motor se alcanzaron muy recientemente [27].

A lo largo del período de los años 50s y 60s, la preocupación de los metalúrgicos, diseñadores y manufactureros siempre ha sido que las aleaciones

de base níquel y base cobalto finalmente tendrían que ser reemplazadas con los sistemas de aleación de alto punto de fusión, los metales refractarios.

Primero los esfuerzos se centraron con aleaciones de molibdeno y niobio, que no tuvieron éxito para las temperaturas de operación planeadas y anticipando su vida útil, pero, aún se pudo mantener la meta para temperaturas superiores a 1100°C si se pudieran encontrar revestimientos adecuados.

Se debe mencionar los primeros ensayos con cermets y la primera de una serie de aleaciones envejecidas desarrolladas a partir de 1950, las cuales se producen de forma interesante como estructuras sólidas, pero aún sin aplicaciones aceptables. Las superaleaciones de austenita se mantuvieron dominantes.

Con el advenimiento del procesamiento de la solidificación rápida, se desarrollaron y se estudiaron aleaciones aún más complejas, ahora con la ventaja de un control aún más estricto de la segregación de impurezas y la estructura de las fases deseadas. Además, la producción del tamaño de grano superfino y estructuras, en el área de la metalurgia de polvos se hace fácil alcanzar la superplasticidad. Nominalmente las aleaciones fundidas como IN-100 y Mar-M 509 se hicieron más fuertes a temperaturas bajas e intermedias y fueron fácilmente moldeables en la década de los 60's.

Finalmente se empezaron a ver aplicaciones significativas de aleaciones Reforzadas por Dispersión de Óxidos. La aleación mecánica y ahora el uso de la técnica Solidificación rápida, fina y completamente por polvos, permitió usar aleaciones base níquel y base cobalto a temperaturas que exceden los 1100°C o cercanas a su punto de fusión de 1450 °C, cerca del 80% de su punto de fusión. En la Figura 3.1 se puede ver el avance de las superaleaciones en los últimos 50 años.

En resumen, la interacción extremadamente eficaz de los procesos de aleación con las composiciones y estructuras de aleación, junto con excelentes estudios científicos que apoyan las estructuras, propiedades y estabilidad han dado a las superaleaciones una posición de ingeniería nunca imaginada por sus primeros defensores [27].

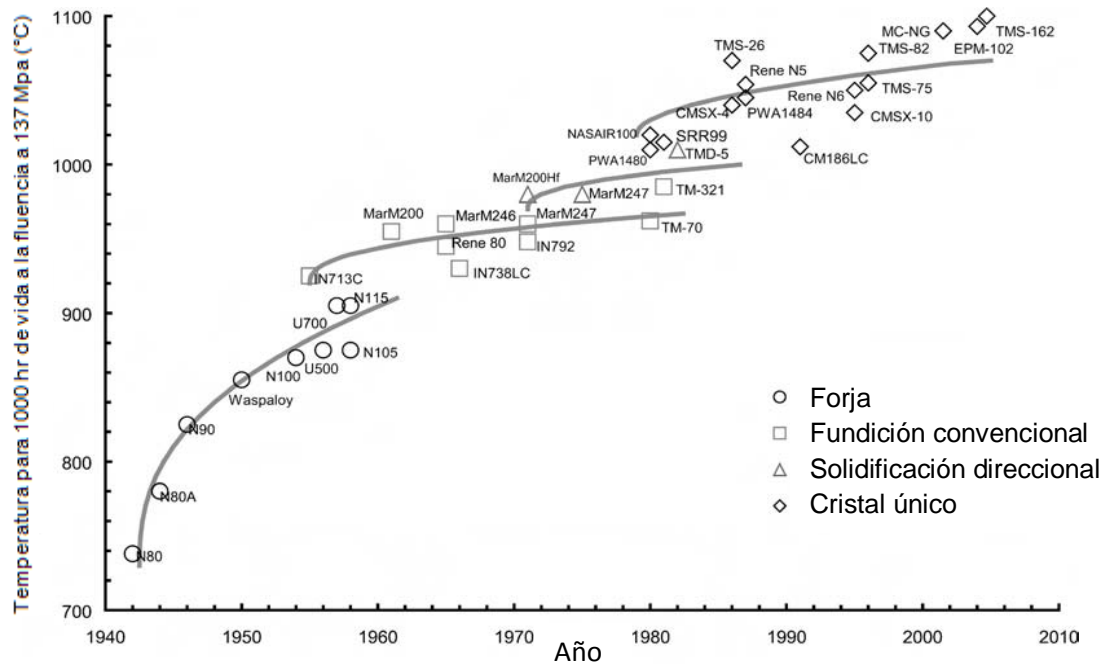


Figura 3.1. Evolución de las superaleaciones de capacidad a altas temperaturas desde que surgieron en la década de los 40's [6].

También los nuevos desarrollos en la metalurgia de superaleaciones son necesarios para la próxima generación de sistemas de generación de energía ultra eficientes. En los próximos 25 años se espera que la capacidad instalada de generación de energía en el mundo se duplique, debido a las economías y las poblaciones de los países en desarrollo de rápido crecimiento y porque la mayor parte del equipo de las plantas actuales en los países desarrollados tendrán que ser reemplazados. Así, las superaleaciones nunca han sido más importantes para la prosperidad del mundo [6].

3.2 Definición

Muchas definiciones de superaleaciones han aparecido en los últimos años. Según la opinión de Chester, Stolof y Hegel [27], son aleaciones a base de elementos del Grupo VIII de la tabla periódica, desarrolladas para el servicio a elevadas temperaturas, lo que combina la resistencia mecánica y la estabilidad de la superficie. El progreso en el desarrollo de superaleaciones como se mencionó ha hecho posible la aparición del motor a reacción moderno, con una relación empuje-peso cada vez más elevados. Se utilizan en una proporción mayor de su punto de fusión real que cualquier otra clase de materiales metalúrgicos comerciales. También han hecho posible gran parte de la tecnología de ingeniería a alta temperatura, son estos materiales la línea de ataque de las turbinas de gas que manejan los aviones jet. A su vez, estos motores han sido el motor principal para la existencia de superaleaciones [27].

La ASM define a las superaleaciones como aleaciones termo-resistentes de base níquel, hierro-níquel o cobalto que presentan una combinación de resistencia mecánica (ver figura 3.2) y resistencia a la degradación de su superficie, principalmente son usadas en turbinas de gas, plantas de carbón de conversión, e industrias de tratamiento químico y para otros usos especializados que requieren la resistencia a la corrosión y/o el calor. Las modernas aeronaves de alto rendimiento (jet) y el motor no podrían funcionar sin los principales avances hechos en el desarrollo de estos materiales [26].

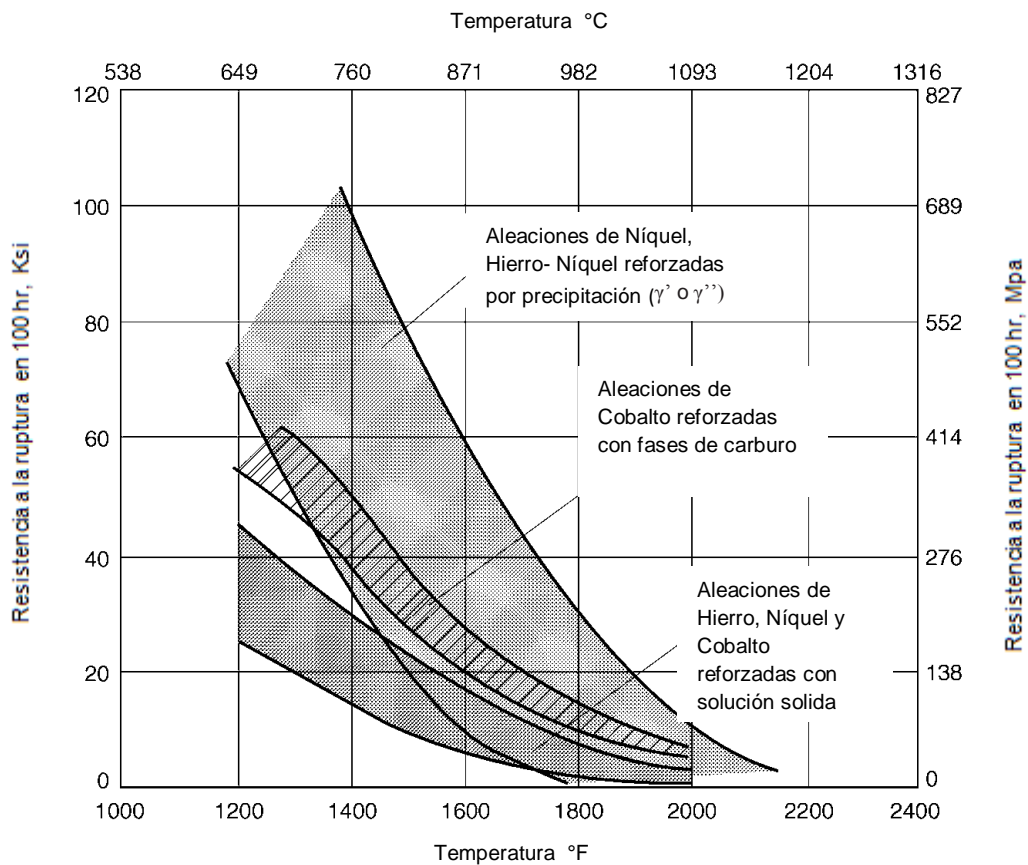


Figura 3.2. Resistencia de tensión a la ruptura de tres superaleaciones [28].

3.3 Aplicaciones.

Las superaleaciones son aleaciones base níquel, hierro-níquel y cobalto, se utilizan generalmente a temperaturas por encima de 540 °C. Las de base hierro-níquel, tales como la aleación más popular IN-718 son una extensión de la tecnología de aceros inoxidable y por lo general son procesadas por forja. Las

superaleaciones base cobalto y base níquel pueden ser forjadas o fundidas, dependiendo de la aplicación y composición involucradas.

Un gran número de aleaciones han sido diseñadas y estudiadas, muchas han sido patentadas. Sin embargo, la mayoría de aleaciones han caído en desuso a través de los años, sólo unas pocas se utilizan ampliamente. El uso de la aleación es una función de la industria [28].

Las aplicaciones de superaleaciones se enlistan a continuación, la mayor parte del tonelaje se utiliza en turbinas de gas ver Figura 3.3.

- **Turbinas de combustión de aeronaves:** discos, cámaras de combustión, tornillos, cubiertas, ejes, sistemas de escape, cajas, álabes, aspas, cuchillas, latas de quemador, sistemas de postcombustión.
- **Turbinas de vapor de plantas eléctricas:** pernos, cuchillas, pilas recalentadoras de gas.
- **Motores alternativos:** turbocompresores, válvulas de escape, bujías calientes, inserto en asiento de la válvula.
- **Procesamiento de metales:** herramientas de trabajo en caliente y troqueles, moldes de fundición.
- **Aplicaciones médicas:** utilización en la odontología, prótesis.
- **Vehículos espaciales:** revestimientos aerodinámicos, partes del motor de cohetes.
- **Equipos para tratamientos térmicos:** bandejas, accesorios, cintas transportadoras, cestos, abanicos, silenciadores de hornos.
- **Sistemas de energía nuclear:** mecanismos de control de barra impulsora, válvulas, muelles, conductos.
- **Industria Química y Petroquímica:** pernos, ventiladores, válvulas, recipientes de reacción, tuberías, bombas.
- **Equipo de control de la contaminación:** los depuradores.
- **Fábricas de procesamiento de metales:** hornos, sistemas de postcombustión, extractores de aire.
- **Sistemas de licuefacción y gasificación por carbón:** los intercambiadores de calor, calentadores, tuberías [26].

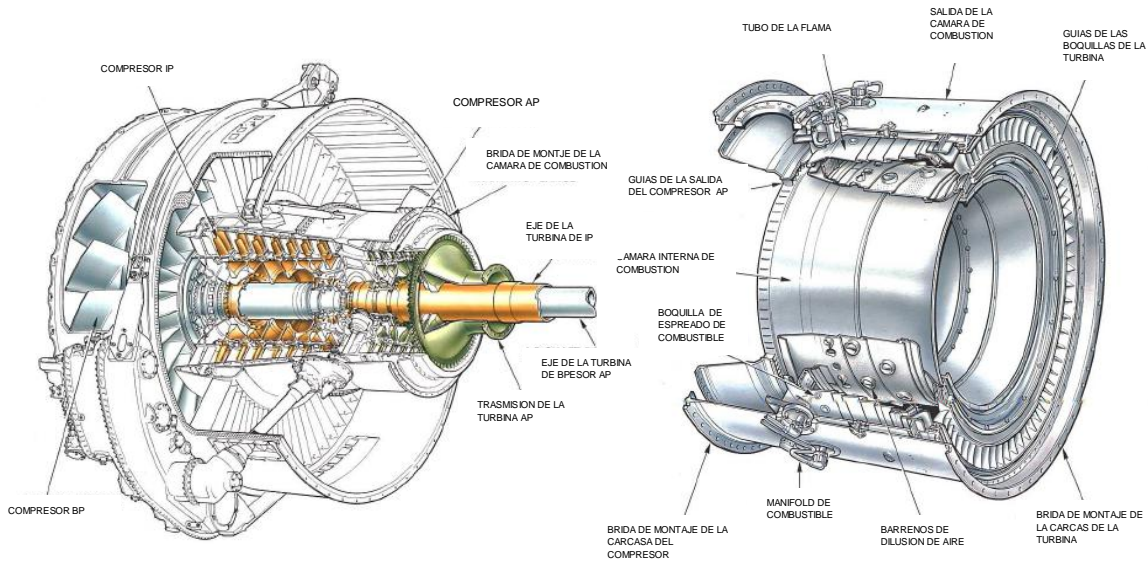


Figura 3.3. Detalle de las partes de aeromotor fabricadas en su mayoría con superaleaciones; lado izquierdo compresor y lado derecho cámara de combustión [30].

3.3.1 Aplicaciones en ambientes corrosivos

Las aleaciones base níquel muestran una gama más amplia de aplicaciones que cualquier otra clase de aleaciones. Estas aleaciones se utilizan como aleaciones resistentes a la corrosión.

Los aceros inoxidable austeníticos fueron desarrollados y utilizados a principios de los años 90s. Inicialmente, algunas de las aleaciones fueron producidas sólo como piezas de fundición y más tarde se desarrollaron las versiones forjadas. Desde entonces ha habido un progreso constante de diferentes o mejores aleaciones base níquel que salen de los laboratorios. Muchas de ellas encuentran su uso en la industria química para el servicio a la corrosión acuosa [29].

Históricamente, el uso de estas aleaciones es típicamente reservado para aquellas aplicaciones en las que se adjudicó que ninguna otra podría funcionar. Hubo un tiempo en que el factor principal en la selección de materiales de construcción era el costo.

La serie de base níquel para menor daño al medio ambiente, es más noble que la de hierro, pero más activa que el cobre. En ambientes de reducción, tales como el ácido sulfúrico diluido, el níquel tiene más resistencia a la corrosión que el hierro, pero no tan resistente como el cobre o aleaciones de níquel-cobre. Las

aleaciones de níquel-molibdeno son más resistentes a la corrosión en ambientes de reducción que el níquel o aleaciones de níquel-cobre.

Mientras que el níquel puede formar una película pasiva en algunos entornos, no es una película particularmente estable, por lo que generalmente el níquel no puede utilizarse en medios oxidantes, tales como el ácido nítrico. Cuando es aleado con cromo es mucho más estable, resultado de una película pasiva, produciendo mayor resistencia a la corrosión para una variedad de ambientes oxidantes.

La resistencia a la corrosión se puede mejorar mediante la adición de molibdeno y de tungsteno, ya que uno de los atributos más importantes de níquel con respecto a la formación de aleaciones resistentes a la corrosión es su compatibilidad metalúrgica con otros metales, tales como cobre, cromo, molibdeno y hierro.

Las aleaciones de níquel son, en general, todas aleaciones austeníticas, sin embargo, pueden estar sujetas a la precipitación de intermetálicos y fases de carburo cuando envejecen. Para aplicaciones de corrosión la precipitación de las segundas fases por lo general promueve ataque de corrosión. El problema difícilmente se encuentra porque las aleaciones se suministran en condición de recocidas y las temperaturas de servicio rara vez se acercan al nivel requerido para la sensibilización e inicio de la corrosión.

Si bien la corrosión general es importante, una de las principales razones de que las aleaciones base níquel son específicas para muchas aplicaciones, es su excelente resistencia a la corrosión localizada, tales como picaduras, corrosión en fisuras, corrosión y agrietamiento por tensión.

En general, la resistencia a la corrosión localizada de aleaciones se mejora por la adición de molibdeno. Sin embargo, el contenido de molibdeno por sí solo no resuelve el problema. Por ejemplo, la aleación B-2 tiene el más alto contenido de molibdeno (26,5%) y no se recomienda para el servicio donde existe la corrosión localizada. El cromo, que está presente en la aleación B-2, en cantidades residuales, también juega un papel importante debido a que los entornos son normalmente oxidantes en la naturaleza [29].

Además de aviones, turbinas de gas, vehículos marinos e industriales, se aplican en vehículos espaciales, motores de cohetes, reactores nucleares, submarinos, plantas de energía de vapor y equipos de petroquímica.

Muchas superaleaciones quizás entre el 15-20% han sido desarrolladas específicamente para aplicaciones resistentes a la corrosión [27].

3.3.2 Aplicaciones de superaleaciones para álabes de turbina

La turbina de gas se compone de muchas piezas diferentes como turbomáquina, pero las filas de álabes de la turbina son de la mayor importancia ya que muchas características del motor, por ejemplo, la economía de combustible y de empuje, dependen muy fuertemente de las condiciones de funcionamiento que puede ser soportado por ellos, por lo que altas temperaturas y tensiones son experimentadas por los materiales empleados, que son empujados cerca de los límites de su capacidad.

Este es particularmente el caso para los álabes de alta presión, que se encuentran más cerca de los gases calientes que salen de la cámara de combustión. Su función es la de extraer trabajo desde la corriente de gas y convertirla en energía mecánica en forma de un eje de rotación, que acciona el compresor de alta presión [6].

Se ha vuelto común procesar álabes de turbina por fundición invertida de las superaleaciones, muy a menudo en forma de un solo cristal. No es sorprendente que, se ha prestado una gran atención a la optimización de las composiciones de las aleaciones empleadas.

Hoy en día, los álabes de las turbinas de superaleaciones siempre se producen por fundición de precisión ver figura 3.4 [36], se ha estimado recientemente que solo esta industria vale cerca de \$3 mil millones por año.

Perfiles aerodinámicos huecos con formas complicadas se producen de forma rutinaria, la incorporación de conductos internos de enfriamiento para permitir que el aire fresco fluya dentro de la cuchilla durante el funcionamiento, para restringir las temperaturas del metal a niveles razonables.

Una ventaja adicional es que los límites de grano pueden ser eliminados, lo que permite conseguir mejores propiedades de fluencia. Esto no podría lograrse mediante el procesamiento termo mecánico.

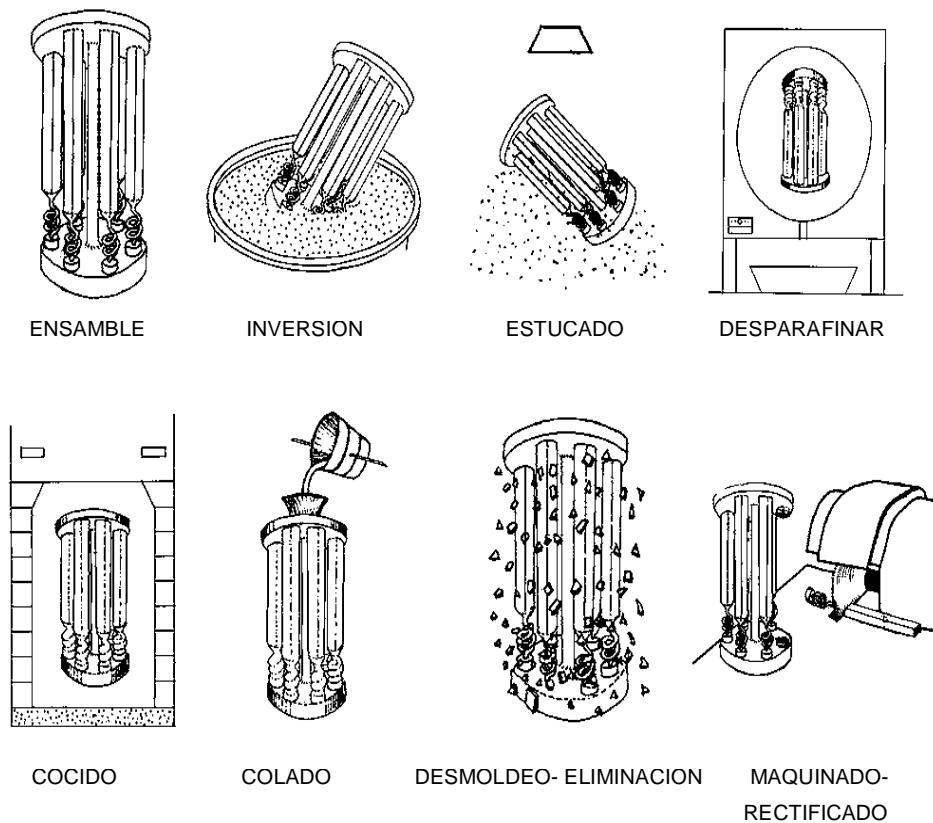


Figura 3.4. Ilustración de las diversas etapas del proceso de fundición de precisión. [6].

3.3.2.1. Álabes producidos por solidificación direccional y cristales únicos

Se ha encontrado que las propiedades de fluencia se mejoran notablemente si se utiliza el proceso de solidificación direccional, estos métodos fueron iniciados por Versnyder y compañeros de trabajo en la empresa Pratt & Whitney en la década de los 70's, que llevó a la introducción de álabes de solidificación dirigida hechos de PWA1422 en la década de los 80's. Después de verter, la pieza fundida se retira a una velocidad controlada desde el horno, de unos pocos centímetros por hora, de modo que la interface sólido/líquido avanza gradualmente a lo largo de la pieza fundida, a partir de su base. Esto tiene el efecto de producir grandes granos columnares que son alargados en la dirección de retirada, de modo que los límites de grano transversales están ausentes [37]. En una variante de este proceso, los bordes de los granos se eliminan por completo. Más típicamente, esto se logra [39] mediante la adición de un selector de grano hasta la base del molde de cera, típicamente en la forma de una espiral cola de cerdo ver Figura 3.5. Puesto que esto no es significativamente más grande en la sección transversal

que el tamaño de grano, un solo grano entra en la cavidad de la pieza colada, entonces se encontrara en forma monocristalina.



Figura 3.5. Ábabe de fundición de turbina de alta presión del motor Rolls-Royce Trent 800, después de la eliminación de la cáscara de inversión. Muestra además los detalles del bloque de arranque y selector del grano de cola de cerdo [6].

Se ha demostrado que es posible emitir perfiles aerodinámicos de álabes de turbina con patrones complicados de canales de refrigeración. Con el tiempo, han hecho importantes mejoras a las configuraciones de enfriamiento. Por ejemplo, las primeras hojas HP extruidas y fundidas equiaxiales se introdujeron al principio de la década de los años 70s, en el Rolls-Royce RB211-22B y RB211-524 tenía configuraciones de refrigeración de un solo paso ver Figura 3.6 (a).

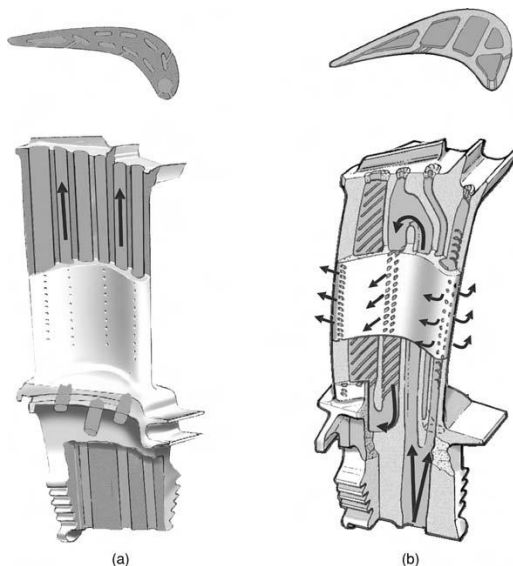


Figura 3.6. Ilustración esquemática de las configuraciones de refrigeración utilizada para perfiles aerodinámicos de álabes de turbina. (a) de refrigeración de un solo paso. (b) enfriamiento de multipasos serpentina. En ambos casos, los agujeros para película de refrigeración están presentes [6].

Las superaleaciones monocristalinas llamadas de tolerancia límite de grano están ya disponibles recientemente, contienen los reforzadores de límites de granos como el carbono y el boro presente en las primeras superaleaciones que se utilizaron para fundiciones equiaxiales. La resistencia a la fluencia para la presencia de límites de grano está soportada por los primeros trabajos [38] en el Mar-M200, una de las primeras aleaciones que se utilizaron en forma de un solo cristal ver figura 3.7. Bajo carga de fluencia de aproximadamente 200 MPa y 980 °C, la eliminación de los límites de grano transversales aumenta la ductilidad de fluencia por debajo de 5% en exceso de 25%. En forma de un solo cristal, la resistencia de la fluencia se mejora hasta más de 100 h, de alrededor de 70 h para la solidificación dirigida, la estructura es de grano columnar.

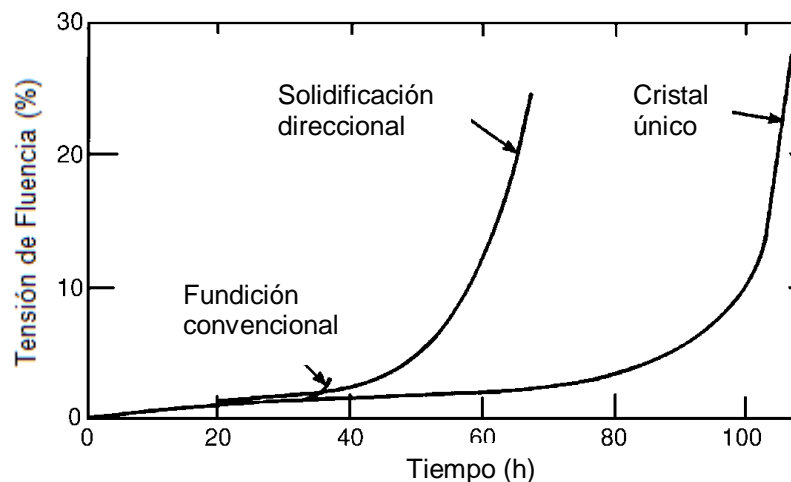


Figura 3.7. Evolución de la deformación por fluencia con el tiempo para la superaleación Mar-M200 bajo carga de 206 MPa y 982 °C, en el estado de fundición convencional (equiaxial), el estado de solidificación direccional (columnar) y la forma de un solo cristal [38].

3.3.3 Aplicaciones de superaleaciones para discos de turbina

Los discos de turbina se encuentran entre los más importantes de los componentes del motor de avión. Para poner esto en perspectiva, considere un típico turbo-fan civil moderno, como el Trent 800 los discos de turbina representan cerca del 20% de su peso total y el costo alrededor del 10% del valor del motor al entrar en servicio. Para un motor militar, tal como el EJ200, las cifras están más cerca de 5% y 25%. La función principal de los discos de turbina es proporcionar utillajes para los álabes de la turbina situado en la corriente de gas, de la que se extrae energía mecánica; el montaje completo de discos y cuchillas es entonces

capaz de transmitir potencia a las secciones del ventilador y el compresor, a través de los ejes que se extienden a lo largo de casi la longitud completa del motor. Durante las etapas de diseño, su geometría debe ser optimizada mediante el equilibrio de las exigencias de minimización de peso, la estabilidad dimensional y la integridad mecánica. Por lo tanto la disminución del riesgo mediante una estrategia adecuada de vida útil del disco es vital, ya que una falla en el disco representa un peligro potencialmente mortal a la aeronave y sus ocupantes. Por lo tanto, el daño metalúrgico debido a la fatiga durante el servicio y su aceleración debida a la oxidación y/o corrosión se debe cuantificar y predecir, de modo que cada disco está fuera de servicio después de un número prescrito de ciclos despegue/aterrizaje, conocido como la vida de trabajo seguro.

Es imperativo considerar las condiciones de trabajo experimentadas por los discos de una turbina típica de alta presión (HP) o los álabes de la turbina HP sumergida directamente en la corriente de gas en exceso de 1550 °C, haciendo que la temperatura en el borde del disco de la turbina sea de 650 °C o más durante el servicio. Las velocidades de rotación son muy significativas, el valor exacto que tiende a aumentar a medida que disminuye el diámetro del disco, para el motor Trent 800 de 10,500 revoluciones por minuto es normal, mientras que para los motores de helicópteros la cifra puede ser superior a cuatro veces.

3.3.3.1 Procesamiento de las aleaciones de disco de turbina

Los discos para el motor de turbina de gas se fabrican por mecanizado de piezas forjadas de superaleación, pero dos enfoques distintos están disponibles para la preparación de las palanquillas.

El primero es la metalurgia de lingotes convencional, que la transformación térmica-mecánica del material producido por la fusión por inducción al vacío, refusión por electro escoria y refusión de arco de vacío [40]. Las piezas brutas procesadas de esta manera se conocen como producto fundido y forjado. Una segunda ruta implica la metalurgia en polvo. La elección de la ruta depende de una serie de factores, pero está dictada en gran medida por la química de la superaleación elegida [41]. Aleaciones tales como Waspaloy IN718 se preparan generalmente por metalurgia de lingote, ya que los niveles de fortalecimiento de los elementos Al, Ti y Nb son relativamente bajos, por lo que el costo adicional asociado con el procesamiento de polvos no se justifica ver Figura 3.8.

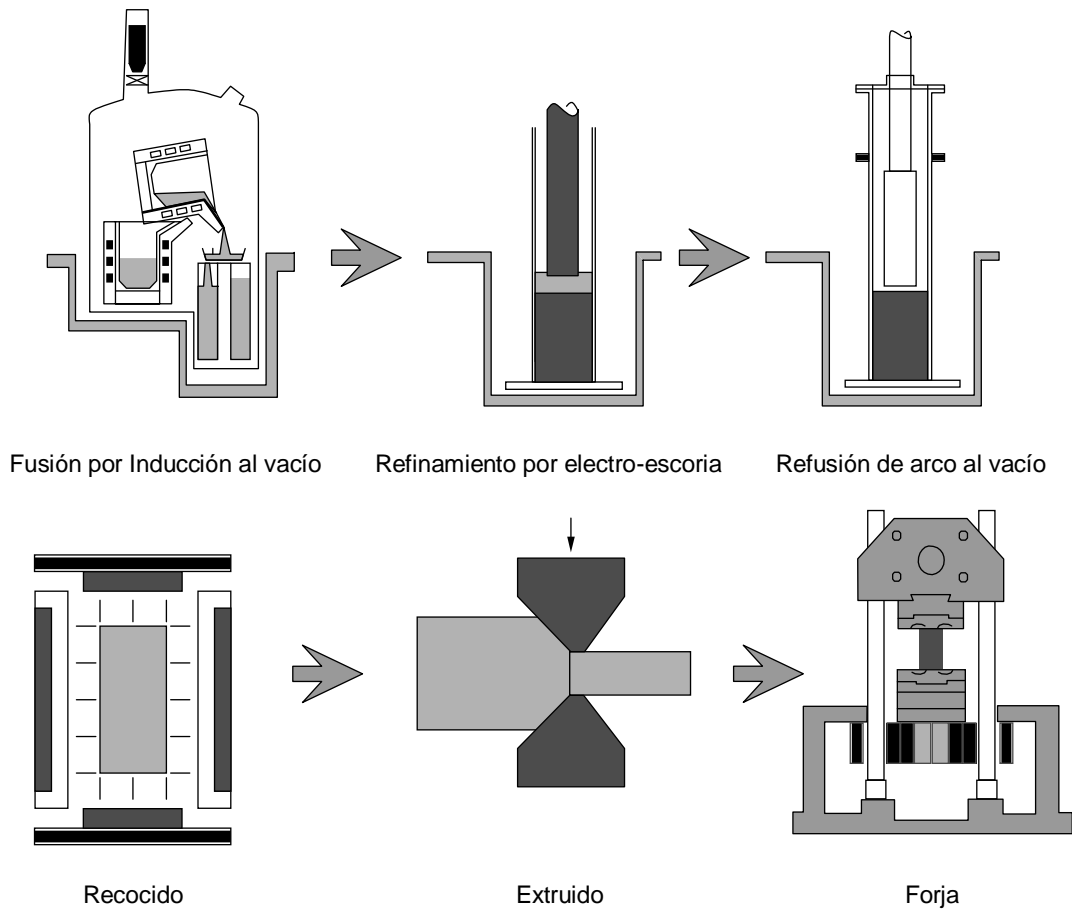


Figura 3.8. La secuencia de los procesos utilizados para la producción de aleaciones de disco de turbina por metalurgia de lingote [48].

La metalurgia de lingote no se puede aplicar a los grados fuertemente aleados tales como Rene 95 y RR1000, ya que los niveles de segregación que se producen durante el proceso de fusión y la gran tensión de flujo a alta temperatura, causa agrietamiento durante el trabajo térmico mecánico; así en su lugar, se prefiere procesamiento de polvos ver Figura 3.9 [48].

Un número de fenómenos importantes se producen durante el procesamiento de VIM (Fusión por Inducción al vacío). En primer lugar, se consiguen reducciones sustanciales en las concentraciones de nitrógeno y oxígeno, desde estas desgasificaciones y de este modo se eliminan por el sistema de vacío. Esto ayuda a evitar la oxidación de los elementos reactivos tales como Al, Ti, Zr y Hf; esta es probablemente la principal justificación para el procesamiento al vacío. En segundo lugar, los contaminantes de bajo punto de fusión tales como Pb, Bi se eliminan de la masa fundida por volatilización [42] a causa de sus presiones sustanciales de vapor. Estos elementos comúnmente entran en el proceso a

través de material reciclado, por ejemplo, debido a que se utilizan para colocar superaleaciones durante los procesos de mecanizado.

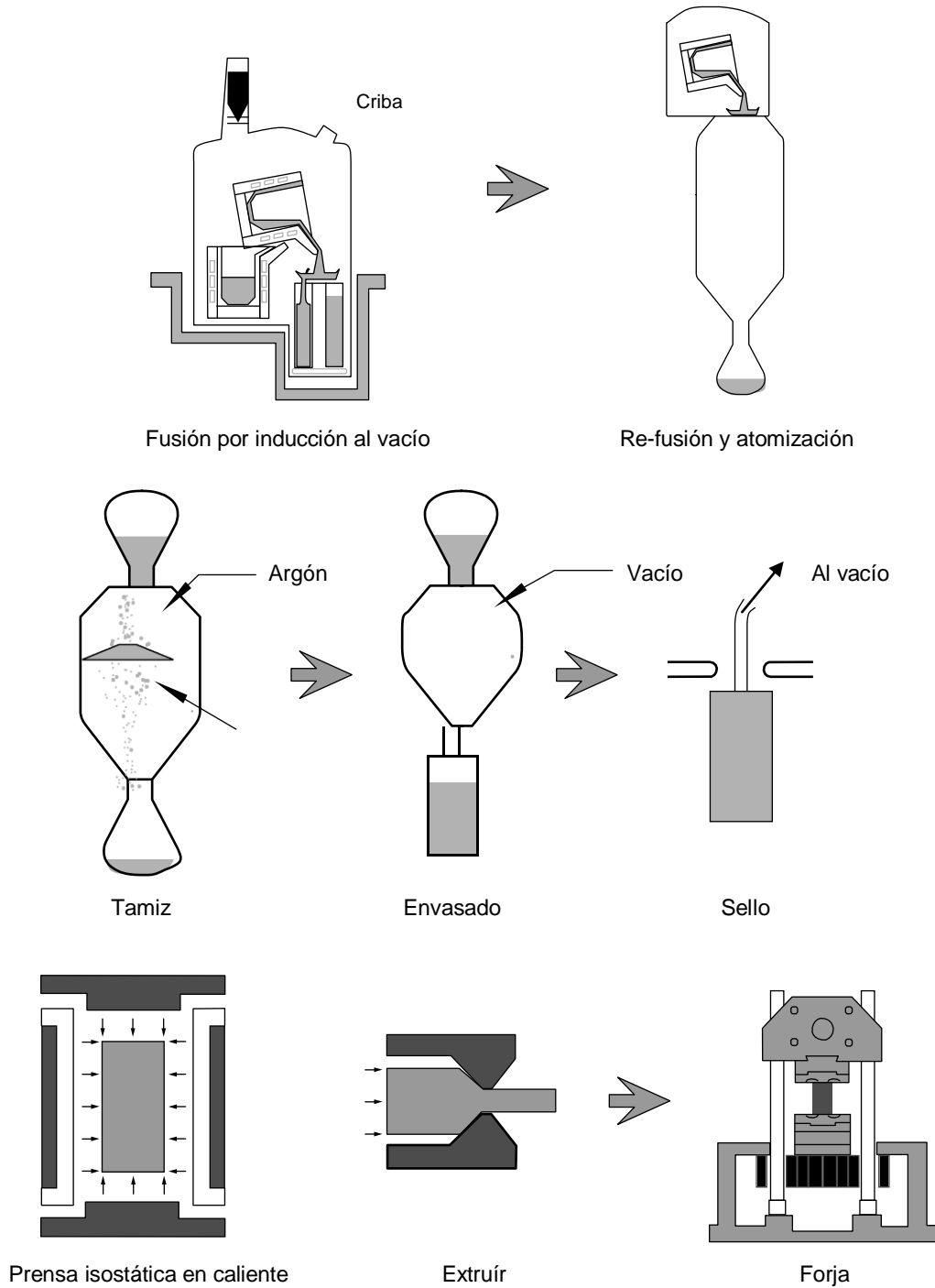


Figura 3.9. La secuencia de los procesos utilizados para la producción de aleaciones de disco de turbina por pulvimetalurgia [48].

3.4 Algunos casos de fallas de superaleaciones

La falla de los componentes fabricados a partir de las superaleaciones es una ocurrencia rara, ya que las aplicaciones demandan diseños muy conservadores y factores de seguridad importantes, algunos ejemplos resaltan una serie de puntos importantes. Caso de un Boeing 737 propulsado por dos motores turbofan CFM56 General Electric, que, el 13 de octubre de 2000, experimentó una falla de motor en vuelo [6].

Después del desmontaje e inspección del motor, la falla se atribuyó a la pérdida de un segmento de 15 mm por 20 mm desde el borde de salida de una pala de turbina de alta presión (HP) ver Figura 3.10, fabricada a partir de la aleación Rene 125. Esto pasó en las etapas de la turbina de baja presión, donde causó una sobrecarga y el colapso de toda la serie de cuchillas. Un examen metalográfico de las cuchillas HP indica que las grietas radiales cerca de las puntas de la hoja eran comunes, como resultado de ciclos térmicos severos, los altos gradientes térmicos y la fatiga térmica.

En estos casos, las lecciones deben ser aprendidas de estas trágicas circunstancias. Quedando claro que:

a).- El motor a reacción moderna depende muy fuertemente de las superaleaciones para soportar las cargas significativas y temperaturas desarrolladas durante el funcionamiento.

b).- Cuando existen defectos debido a la fabricación o bien debido al daño acumulado durante el servicio, esto puede conducir a una falla catastrófica, por lo que para estas aplicaciones es absolutamente esencial asegurar los componentes fabricados a partir de que las superaleaciones sean de la más alta integridad y calidad.

c).- Los procedimientos de inspección y reparación son críticos para que la operación en curso sea segura [6].

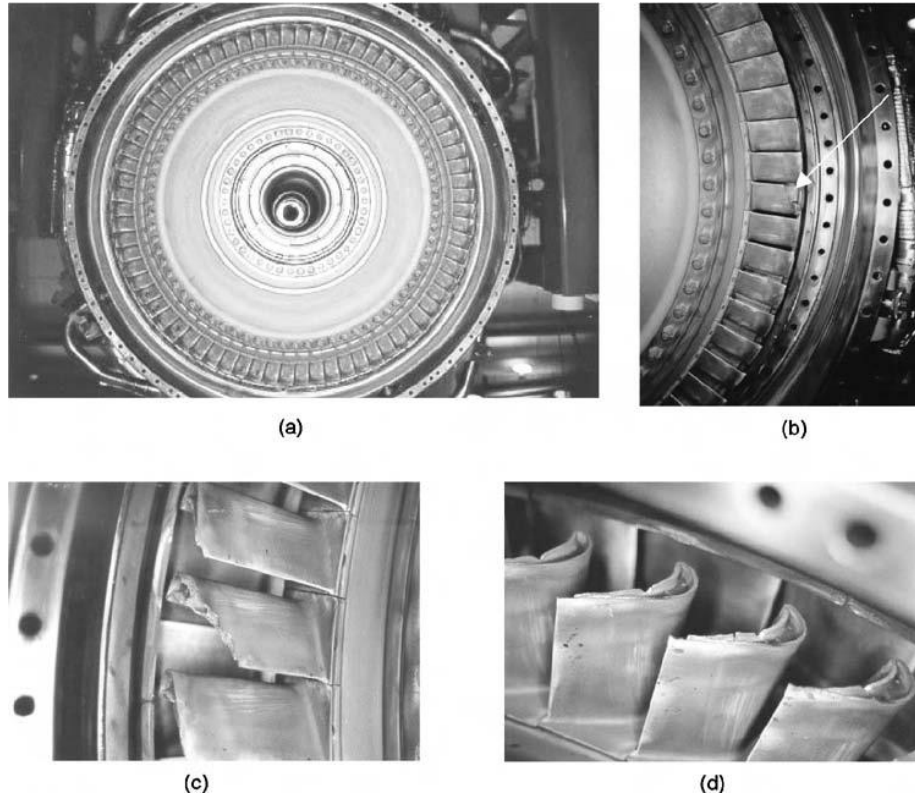


Figura 3.10. Imágenes del motor general turbofan CFM56 eléctrico, que falló en servicio en octubre 2000, poco después de despegar de Hobart, Australia. (a) Vista general de la turbina de alta presión; (b) Vista del rotor de turbina de alta presión con la falla del álabe indicada; (c) falla del álabe de la turbina de alta presión; (d) Daños tipo muesca de la punta en las cuchillas restantes [49].

3.5 Metalurgia física de las Superaleaciones y sus Propiedades

La necesidad constante de mejorar la eficiencia del combustible se ha traducido en hechos en los motores de turbina de gas que giran más rápido, pero más calientes. Por lo que uno de los requisitos más importantes es la resistencia a la deformación a alta temperatura. Esto ha creado la necesidad de aleaciones que puedan soportar tensiones y temperaturas más altas para las zonas calientes de las turbinas de gas modernas [6].

Ciertas clases de materiales poseen una notable capacidad para mantener sus propiedades a temperaturas elevadas. Las características de rendimiento están limitadas por las condiciones de funcionamiento que pueden ser tolerados por los materiales utilizados. Por ejemplo, el empuje y el costo del combustible están representados por el motor de avión moderno fuertemente dependiente y

limitado por la resistencia a alta temperatura de las superaleaciones base níquel, utilizadas para sus secciones más calientes [6].

¿Cuáles son las características deseables de un material de alta temperatura?

- La primera es la capacidad de soportar la carga a una temperatura de funcionamiento cerca de su punto de fusión.
- Una segunda característica es una resistencia sustancial a la degradación mecánica durante períodos prolongados de tiempo.
- Una característica final es la tolerancia de funcionamiento a los entornos severos. Por ejemplo, los gases calientes generados por las turbinas de generación de electricidad con carbón son altamente corrosivos debido a los altos niveles de azufre en la carga.

Como ejemplo la Figura 3.11 ilustra los diferentes materiales utilizados en las diversas partes de los aeromotores. Se ve que las aleaciones de titanio son elegidas para las secciones del ventilador y el compresor, a causa de su baja densidad, una buena resistencia específica y la resistencia a la fatiga. Sin embargo, en las disposiciones de cámaras de combustión y la turbina, las superaleaciones base níquel se utilizan casi exclusivamente, también en la etapa final (de alta presión) del compresor.

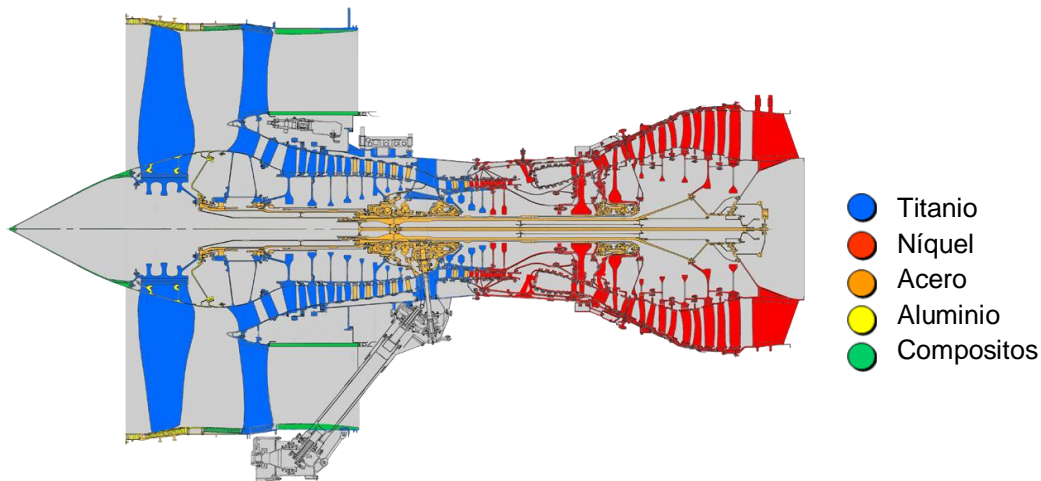


Figura 3.11. Ilustración con los diferentes materiales utilizados en las diversas partes de los aeromotores.

En el diseño de un motor de turbina de gas, se pone un gran énfasis en la elección de la temperatura de entrada de la turbina (TET): la temperatura de los gases calientes que entran en el conjunto de la turbina [6].

Muchas consideraciones técnicas, como la conformabilidad, fuerza, resistencia a la fluencia, resistencia a la fatiga y la estabilidad de la superficie, deben ser evaluadas al seleccionar superaleaciones de cualquiera de las aplicaciones señaladas anteriormente [26], [6]. Sin embargo, las variables de composición y microestructurales que se benefician de una propiedad pueden resultar en un rendimiento indeseables en otra área. Por ejemplo, el tamaño de grano fino es conveniente para la resistencia a la tensión a baja temperatura, la resistencia al inicio del punto de quiebre y la conformabilidad a alta temperatura, pero su resistencia a la fluencia suele ser afectada negativamente. Del mismo modo, el alto contenido de cromo en aleaciones de níquel mejora la resistencia a la oxidación y la corrosión en caliente, pero el resultado es menor resistencia a la tracción, menor resistencia a la fluencia y promueve la formación de fases [26].

3.5.1 Aleaciones de Níquel Forjado

Las Superaleaciones de base níquel son las más complejas, las más ampliamente utilizada para las partes más calientes y para muchos metalúrgicos, la más interesante de todas las superaleaciones. En la actualidad constituyen más del 50% del peso de los motores de aviones avanzados. Su uso en forma de fundición se extiende a la más alta temperatura homóloga de cualquier sistema de aleación común.

Las características principales del níquel como base de la aleación son la estabilidad de fase cúbica centrada en la cara (FCC) de la matriz de níquel y la capacidad de ser reforzada por una variedad de medios directos e indirectos.

3.5.1.1 Composición Química

Las composiciones de muchas aleaciones forjadas base níquel se enumeran en la Tabla A-1 del apéndice A [7-3]. Pueden ser clasificados como aleaciones de base de hierro-níquel, en las que el níquel es el elemento principal soluto, o base de níquel, en los que al menos el 50% de níquel está presente. Las aleaciones de hierro-níquel se tratarán en detalle en una sección posterior, se consideran complejas porque incorporan tanto como una docena de elementos [26].

Las funciones de los diversos elementos en las aleaciones de níquel se resumen en la Tabla A-2 Apéndice A [67], donde además, se comparan con aleaciones de base hierro y cobalto.

La metalurgia de superaleaciones de níquel está mostrando significativo alineamiento científico después de años de existencia como un arte. Mientras,

otros materiales competitivos como cerámicos y metales refractarios están siendo evaluados para futuras aplicaciones avanzadas pero todavía está en prueba su rentabilidad [27]. Las fases presentes están constantemente reaccionando e interactuando. Solo se observa la estructura de la aleación base Níquel temporalmente a temperatura ambiente para grabar su apariencia y para analizar las reacciones muy complejas de estado sólido, a alta temperatura impide definir ecuaciones químicas de estado (con energías apropiadas de activación) para categorizar los sistemas [27].

3.5.1.2 Microestructura

Las fases principales que pueden estar presentes son las siguientes:

3.5.1.3 Matriz Fase Gamma γ

En **Gamma γ** la matriz es una fase no magnética de base níquel FCC, por lo general contiene un porcentaje de solución de elementos sólidos tales como níquel, cobalto, hierro cromo y metales refractarios como el molibdeno o tungsteno. La fase γ puede ser considerada como una fase común para un grupo de diagramas de fase cuaternarios extendiéndose hacia el exterior de nudo binario níquel-cobalto ó hierro como se muestra en la Figura 3.12. Se puede observar las obvias similitudes en los cuaternarios, particularmente considerando las bandas de compuestos separando el espacio cuaternario de la estructura FCC austenítica del espacio cuaternario de la estructura cúbica centrada en el cuerpo (BCC).

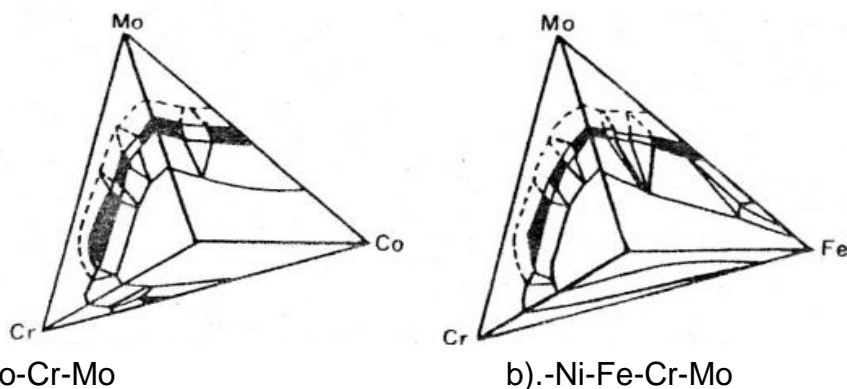


Figura 3.12. Aproximaciones de diagramas de fase cuaternarios de matrices de aleaciones alrededor de 1200 °C, el Níquel es la esquina con orientación al vértice [27].

Brewer ha descrito estas relaciones de fase en forma planar mientras aplica la correlación Engel entre configuración y estructura cristalina. Este trabajo sentó las bases para un desarrollo más profundo por Tarr y Marshall quienes graficaron los datos de la relación de fases de Brewer's sobre coordenadas polares, un estudio de los diagramas de fase polares pueden dar información adicional para profundizar dentro de las relaciones de fase generales (Ver Tabla A-1B Apéndice B).

Dado que la fase FCC constituye la fase matriz para las superaleaciones, es deseable cuantificar su estabilidad con respecto a otras estructuras cristalinas posibles. Esto es importante ya que cualquier transformación de fase, ya sea durante el ciclo térmico o durante periodos prolongados de funcionamiento, va a conceder propiedades pobres a alta temperatura. También es relevante para la unidad de la información del diagrama de fases con datos termoquímicos, el análisis de la estabilidad microestructural de las superaleaciones. Se puede comenzar mediante la estimación de la fuerza necesaria conductora para la transformación de Ni puro a una estructura de cristal que no sea la forma de la FCC. Si se considere el diagrama de fases binario Ni-Cr binario [50] ver figura 3.13. El soluto Cr muestra la estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo (BCC) y la extrapolación (líquido + BCC) de campo de dos fases en el lado rico en Cr del binario, da un líquido metaestable teórico \rightarrow BCC a temperatura de transformación de $\sim 700^\circ\text{C}$, 750°C por debajo del punto de fusión del Ni de 1455°C . Para la mayoría de las reacciones de solidificación, la entropía molar de fusión tiene una magnitud de aproximadamente $10\text{ J}/(\text{mol K})$, como se ha señalado por la regla de Trouton, que establece que la temperatura de fusión absoluta es proporcional a la entalpía molar de fusión. El calor latente de fusión es por lo tanto alrededor de $(1455 + 273) \times 10 \times 10.3 = 17.3\text{ kJ/mol}$. De ello se deduce que la estabilidad de la celda a 750°C de la fase FCC con respecto a la BCC está dada aproximadamente por:

$$\Delta G_{\text{Ni}}^{\text{BCC} \rightarrow \text{FCC}} = G_{\text{Ni}}^{\text{FCC}} - G_{\text{Ni}}^{\text{BCC}} = 750 \times (-10) = -7500\text{ J/mol}$$

y que esta es una estimación aproximada del valor a la temperatura de fusión de níquel puro, 1455°C , si se aplica la regla de Trouton. Las estabildades de la celda de las fases FCC y BCC con respecto al líquido (L) se forma de este modo por:

$$\Delta G_{Ni}^{L \rightarrow FCC} = G_{Ni}^{FCC} - G_{Ni}^L = -17300 + 10T \text{ J/mol}$$

Y

$$\Delta G_{Ni}^{L \rightarrow BCC} = G_{Ni}^{BCC} - G_{Ni}^L = -9800 + 10T \text{ J/mol}$$

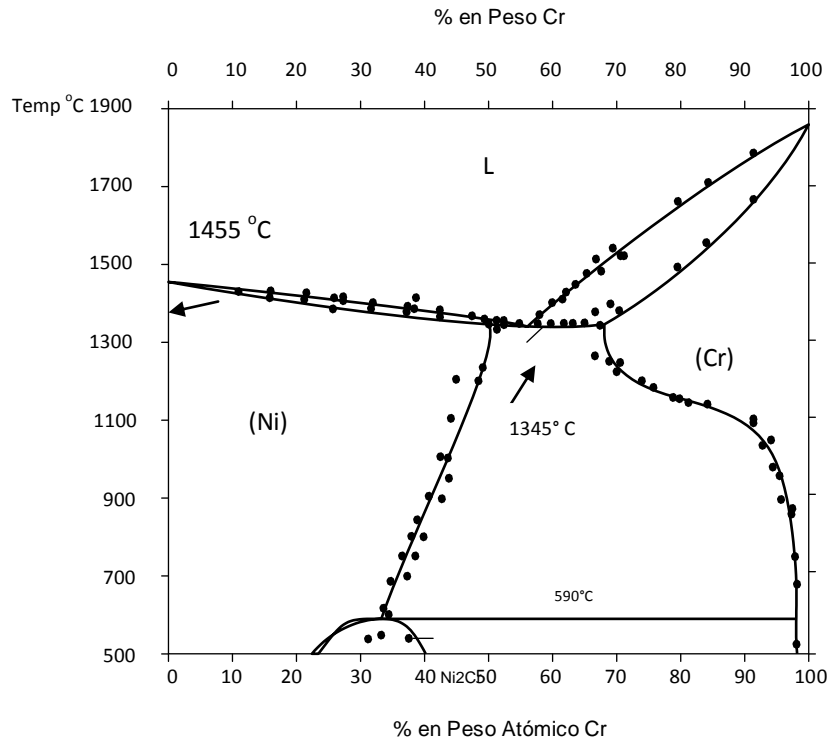


Figura 3.13. El diagrama de fases binario de Ni-Cr. Tenga en cuenta que la extrapolación del líquido + región de dos fases BCC a Ni puro da un líquido metaestable a temperatura de transformación de BCC ~ 700 °C [50].

El níquel puro no muestra un módulo de elasticidad alto o difusividad baja (dos factores que promueven resistencia de ruptura a la fluencia), pero la matriz gamma es fácilmente reforzada para temperaturas y condiciones de tiempo más severas. Algunas superaleaciones se pueden utilizar en $0,85T_m$ (punto de fusión) y por momentos hasta 100,000 horas, a algunas temperaturas más bajas [26]. Estas condiciones pueden ser toleradas por tres factores:

- La alta tolerancia del níquel de solutos sin inestabilidad de fase.
- La tendencia, con adiciones de cromo, para formar Cr_2O_3 con pocas vacantes de cationes, lo que restringe la velocidad de difusión de elementos metálicos hacia el exterior y la relación de oxígeno, nitrógeno, azufre hacia adentro.

- La tendencia adicional, a altas temperaturas, para formar barreras de Al_2O_3 , que muestran una resistencia excepcional a la oxidación.

3.5.1.4 Fase Gamma prima γ'

A pesar de que el Ni y Al poseen la misma estructura cristalina de modo que la solubilidad sólida completa de ambos podría ser anticipada, el sistema Ni-Al binario presenta una serie de fases sólidas distintas de la FCC, como el diagrama de fases lo confirma ver Figura 3.14 [6]. Estos poseen la siguiente características: (i) un grado significativo de unión direccional covalente, de tal manera que existen relaciones estequiométricas precisas entre el número de átomos de Ni y Al en cada unidad de celda, y (ii) estructuras de cristal Ni-Al preferidas antes que uniones Ni-Ni o Al-Al. Así, se muestra un fuerte grado de orden químico, y por consiguiente estas fases se conocen como ordenadas para distinguirlas de las soluciones desordenadas basadas en estructuras cristalinas FCC o BCC.

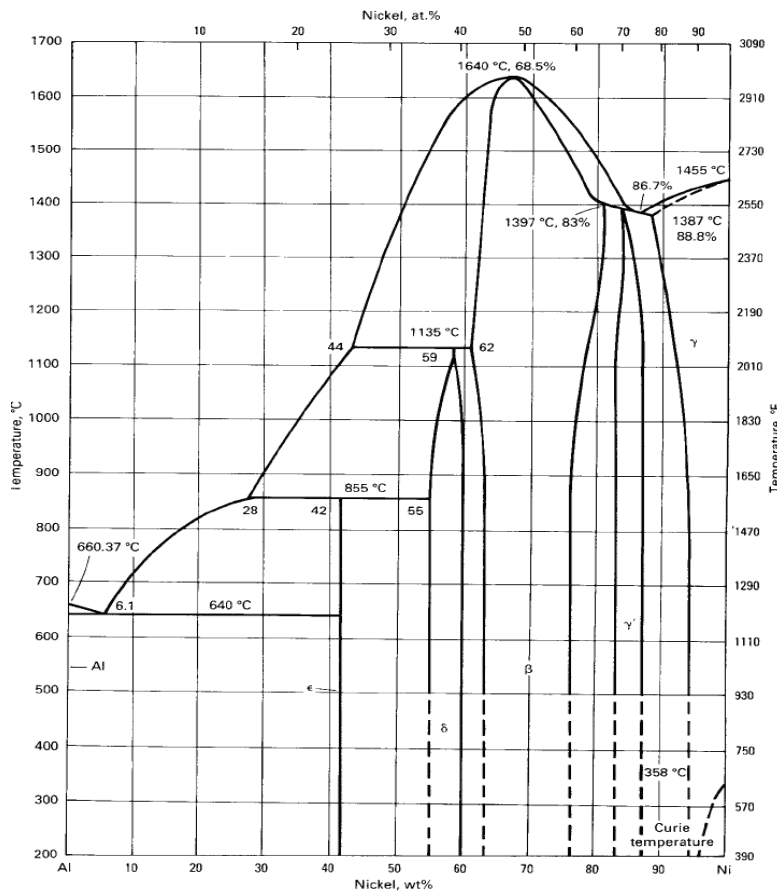


Figura 3.14. Diagrama de fases níquel-aluminio [26].

Las fórmulas químicas son Ni_3Al , NiAl , Ni_2Al_3 , NiAl_3 y Ni_2Al_9 . Para cada compuesto, la entalpía de ordenamiento es significativa. Esto se demuestra en la Figura 3.15, en la que las entalpías de formación a 25°C se trazan contra la entalpía de la mezcla de la fase FCC [51]. La entalpía de formación es más grande para el compuesto $\beta\text{-NiAl}$, que muestra la estructura cristalina de CsCl. Sin embargo, de gran importancia es la fase gamma prima (γ'), Ni_3Al , particularmente en vista de la función que desempeña en otorgar resistencia a las superaleaciones. Se muestra la estructura cristalina cúbica primitiva $L1_2$ (Ver figura 3.16), con átomos de Al en las esquinas del cubo y los átomos de Ni en los centros de las caras. Es notable que cada átomo de Ni tiene cuatro de Al y ocho de Ni como vecinos más cercanos, pero que cada átomo de Al es coordinado por doce átomos de Ni, así los átomos de Ni y Al tienen distinto sitio ocupado. Los datos en la Figura 3.15 indican que la energía ordenada con respecto a la fase FCC es de aproximadamente 3 kJ/mol [6].

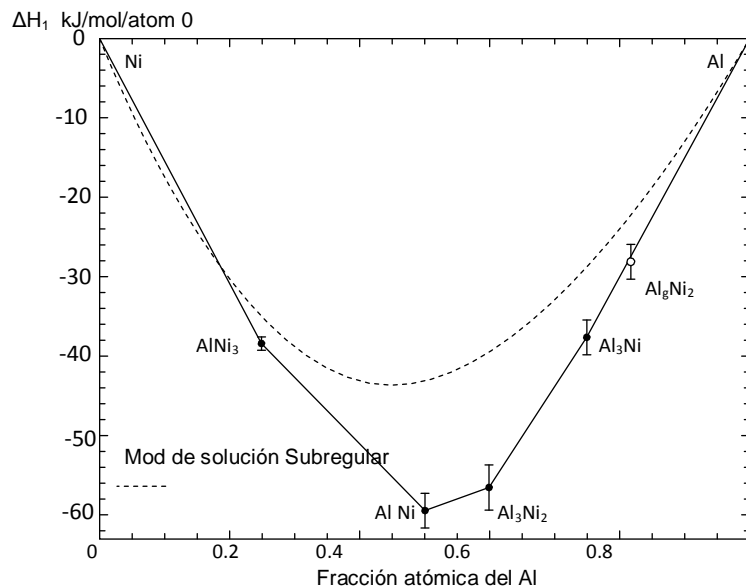


Figura 3.15. Variación de la entalpía de formación, ΔH_f , para los diversos compuestos intermetálicos en el sistema binario de Ni-Al. La línea discontinua corresponde a la entalpía de la mezcla de la fase de FCC desordenada, con respecto a la de Ni puro y constituyentes de Al [8].

¿Queda la fase γ' ordenada hasta que se alcance la temperatura de fusión? Durante muchos años se mantuvo esta pregunta sin respuesta, se sabe ahora que la temperatura de ordenación de Ni_3Al es aproximadamente equivalente a su temperatura de fusión de alrededor de 1375°C , aunque depende en gran medida del grado de estequiometría y las concentraciones de cualquier impureza [6].

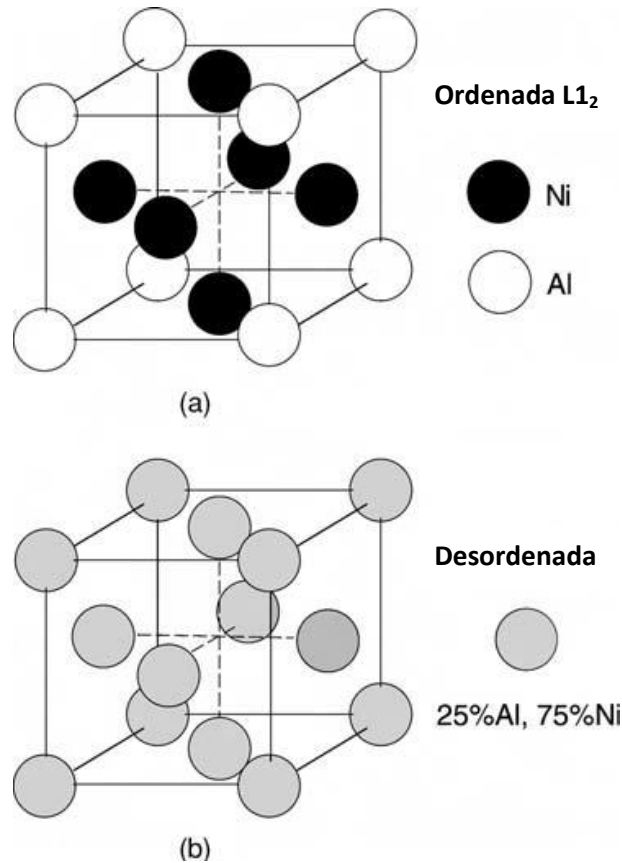


Figura 3.16. Disposición de átomos de Ni y Al en (a) la fase ordenada Ni₃Al y después (b) la fase desordenada [6].

En la fase Gamma prima γ' , se puede ver que el aluminio y el titanio se añaden en cantidades necesarias para precipitar γ' FCC (Ni, Al, Ti), que precipita en coherencia con la matriz gamma austenítica γ . Esta fase es necesaria para la resistencia a alta temperatura y resistencia a la fluencia (creep). Gamma γ' es un compuesto intermetálico de composición nominal Ni₃Al, que es estable en un rango relativamente estrecho de las composiciones ver Figura 3.14. Se precipita en forma de partículas esferoidales en la base de aleaciones tempranas de níquel, que tendían a tener una fracción de bajo volumen de partículas ver Figura 3.17 a). Posteriormente, precipitaciones cúbicas se observaron en las aleaciones con mayor contenido de aluminio y titanio Figura 3.17 b) [26].

Para comprender plenamente el papel vital de γ' en la superaleaciones base níquel, es necesario tener en cuenta algunos detalles de la estructura y propiedades de esta fase. Gamma prima es una super-red que posee estructura tipo Cu₃Au (L1₂), que presenta un amplio rango de acuerdo a su punto de fusión de 1385°C. Existen sobre un rango bastante restringido de composición, pero los

elementos de aleación pueden sustituirse en considerable grado por otro de sus componentes [26].

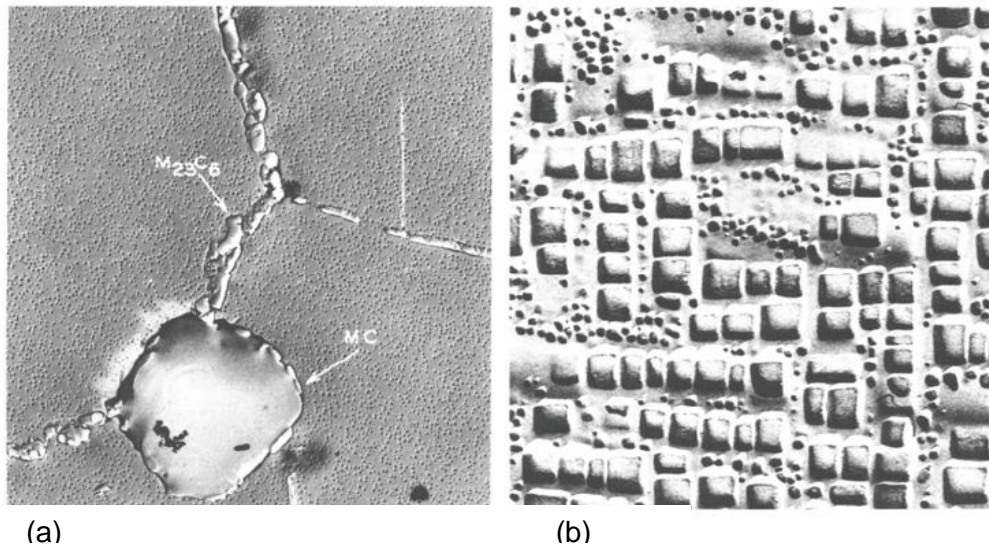


Figura 3.17. Microestructura de (a) Waspaloy tratada térmicamente que muestra carburos MC y $M_{23}C_6$ a 3400x. (b) Udimet 700 tratada térmicamente muestra γ' cúbica a 6800x [67].

A pesar del gran número de adiciones de elementos aleantes contenidos dentro de la mayoría de las composiciones de superaleaciones comerciales base Ni, la microestructura de estas aleaciones típicamente está compuesta de sólo dos fases principales, precipitados intermetálicos ordenados γ' contenidos dentro de un matriz austenítica FCC (A1) [67].

En superaleaciones multicomponentes, el fortalecimiento de solución sólida se produce dentro de la fase γ' cuando está presente en la fase intermetálica, los elementos refractarios, W, Re, Mo, Nb, Ta y Ti, todos tienden preferentemente a desplazar a los átomos de Al que ocupan los sitios de las esquinas en la estructura $L1_2$, mientras que las adiciones de Cr, Co y Fe sustituyen directamente al Ni en la estructura ordenada [67].

Debido a las tensiones de desajuste y de las interacciones elásticas con precipitados colindantes, las aleaciones que contienen fracciones de alto volumen de γ' a menudo exhiben morfologías precipitadas cúbicas ver Figura 3.18.

Aunque parte de la resistencia a alta temperatura de las superaleaciones base Ni se puede atribuir a fortalecimiento de la solución sólida, el mecanismo de fortalecimiento dominante se produce a través del endurecimiento por precipitación.

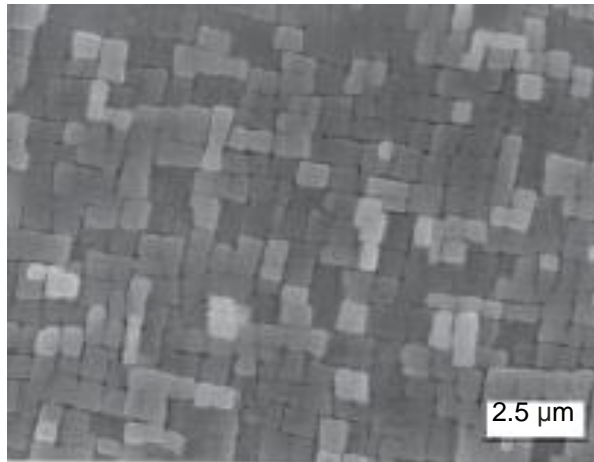


Figura 3.18. Microestructura de una superaleación base níquel de un solo cristal CMSX-4 revela la morfología cúbica del precipitado γ' , cortesía de M.H.).

A diferencia de los sistemas compuestos de ingeniería que a menudo se adhieren a una regla convencional de mezclas, las propiedades estructurales de las microestructuras γ - γ' son superiores a cualquiera de los constituyentes de las fases γ o γ' consideradas individualmente (Ver Figura 3.19). Las propiedades mecánicas de superaleaciones base Ni, por lo tanto dependen fuertemente de los diversos parámetros que influyen en fracción de volumen, tamaño y morfología γ' .

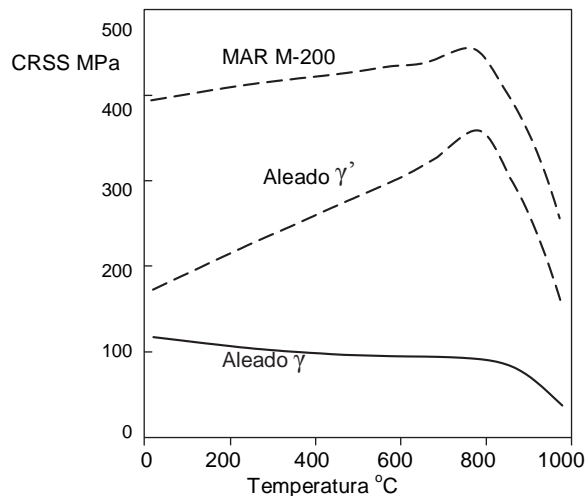


Figura 3.19. Comparación de la tensión de cizallamiento crítico resuelto (CRSS) correspondiente a las superaleaciones base níquel MAR M-200 y las fases constituyentes individuales. [6].

3.5.1.5 Fase Gamma doble prima γ''

En superaleaciones de níquel-hierro como IN718 e IN706, que contienen cantidades de niobio, el precipitado fortalecido primario no es γ' pero en su lugar es un compuesto ordenado tetragonal centrado en el cuerpo (BCT); ésta muestra

la estructura cristalina $D0_{22}$ y una composición que se puede representar aproximadamente por Ni_3Nb . En IN718, los parámetros de red son aproximadamente $c = 0,740$ nm y $a = 0,362$ nm [38]. La unidad de celda se muestra en la Figura 3.20. Se puede ver que la disposición de los átomos está relacionada con la de la estructura $L1_2$ de la fase γ' ; de hecho el parámetro a es similar al mostrado por γ' , pero el parámetro c se duplica más o menos. Debido a esta similitud con γ' , uno se refiere a esta fase como γ'' [6].

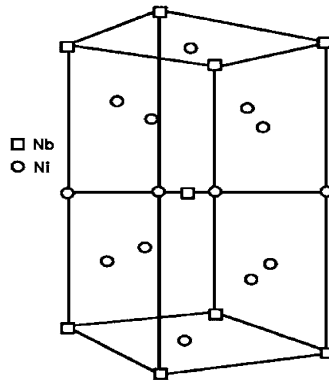


Figura 3.20. La celda unitaria del precipitado γ'' que se encuentra en superaleaciones de hierro-níquel tales como IN718 e IN706 [6].

Esta fase proporciona alta resistencia de muy bajas temperaturas a intermedias, pero es inestable a temperaturas superiores a $650^{\circ}C$. Gamma γ'' a falta de hierro, o en las temperaturas y tiempos que se muestran en el diagrama de transformación de una aleación que contiene hierro ver figura 3.21, da precipitado ortorrómbico de la misma composición Ni_3Nb (fase delta) que se forma en su lugar [26].

Gamma doble prima γ'' a menudo se precipita junto con γ' en Inconel 718, pero γ'' es el fortalecedor principal de la fase por la virtud de alta coherencia de deformación en la red [26].

La γ'' muestra una morfología en forma de disco, con el espesor tan pequeño como 10 nm y el diámetro de aproximadamente 50 nm ver Figura 3.22. Las partículas se encuentran por lo general con la matriz, con esfuerzos de coherencia equivalentes a varios puntos porcentuales. Las buenas propiedades de alta temperatura de IN718 que se utiliza en forma policristalina fundida y forjada la temperatura de funcionamiento se acerca a $650^{\circ}C$ debido a su relativo bajo costo se deben a los esfuerzos de coherencia así impartidos y el número limitado de sistemas de deslizamiento disponibles que operan en γ'' . La cinética de formación de γ'' son lentas como consecuencia de los esfuerzos de alta coherencia [6].

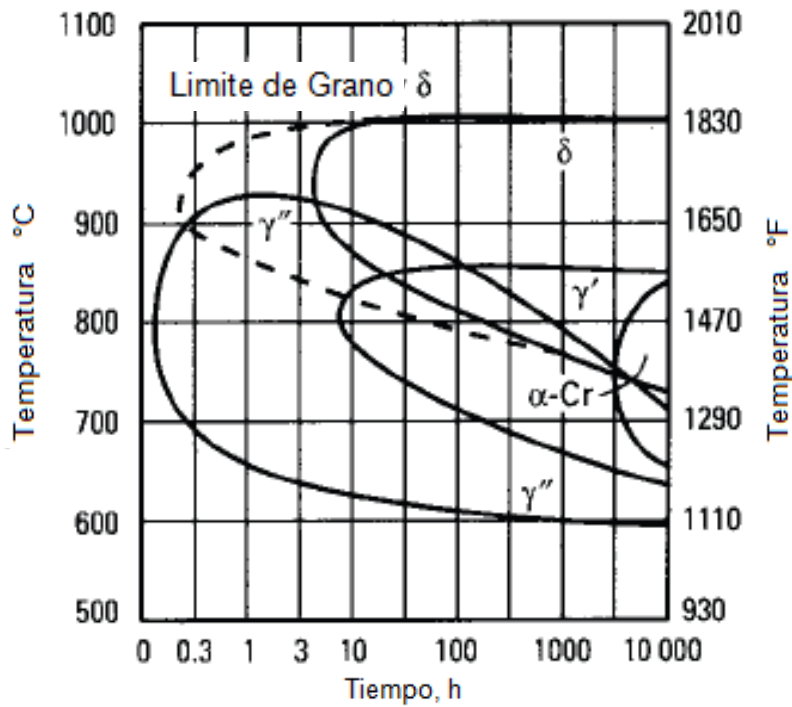


Figura 3.21. Diagrama de Transformación de fundición al vacío de barra de Inconel 718 forjada en caliente [33].

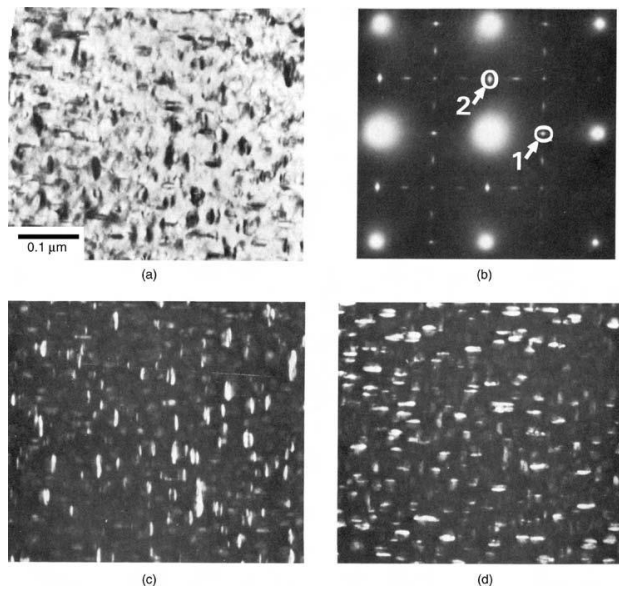


Figura 3.22. Micrografías electrónicas de transmisión que muestra las fases γ' y γ'' en la aleación IN706 envejecido a 732 °C durante 16 h: (a) Imagen de campo brillante, (b) patrón de difracción, (c) Imagen de campo oscuro utilizando punto 2 [63].

3.5.1.6 Límite de grano γ'

Es una película de γ' a lo largo de los límites de grano en las aleaciones más fuertes, producida por tratamientos térmicos y la exposición al servicio. Esta película se cree que mejora las propiedades a la ruptura. La mejora de las propiedades de fluencia (creep) por pequeñas adiciones de Boro y Zirconio es característica destacable de superaleaciones base níquel.

La forjabilidad mejorada y mejores propiedades también han resultado de adiciones de magnesio de 0,01 a 0,05 %. Se cree que esto se debe principalmente a las características del azufre, un límite de grano frágil por el magnesio, también se piensa que el boro y zirconio segregan a los límites de grano a causa de su desajuste de gran tamaño con el níquel, así mismo mejoran la vida útil a la ruptura de aleaciones libres de γ' aleaciones de cobalto y los aceros inoxidable, por lo que las alteraciones microestructurales no pueden, en cualquier caso, aplicarse a todos los sistemas. Por último, la segregación de los átomos desplazados a límites de grano puede reducir la tasa de difusión de las fronteras de grano.

3.5.1.7 Carburos

El carbono se agrega en cantidades de 0.02 hasta 0.2% en peso. Combinados con elementos reactivos, como el titanio, el tantalio, el hafnio y niobio, forman carburos metálicos (MC). Durante el tratamiento térmico y en el servicio, estos carburos MC tienden a descomponerse y generar otros carburos, que se forman en los límites de grano [26].

Varios carburos y especies de boruros se forman en las superaleaciones, los tipos dependen de la composición de la aleación y las condiciones de procesamiento empleadas [6]. Algunos de los más importantes incluyen MC, M_6C , $M_{23}C_6$, M_7C_3 y M_3B_2 , donde M representa un átomo de metal, tal como Cr, Mo, Ti, Ta o Hf. Un número de morfologías, por ejemplo, globular, de bloque y de escritura se han reportado [51]. Carburos tales como $M_{23}C_6$ se ha atribuido a la ruptura de los carburos MC, a través de reacciones del tipo [6]:



Los carburos en superaleaciones influyen una serie de funciones, a menudo se precipitan en los límites de grano en aleaciones de níquel ver Figura 3.23, la mayoría de los investigadores creen que los carburos discretos (así como el

magnesio) ejercen un efecto beneficioso sobre la resistencia a la ruptura a altas temperaturas.

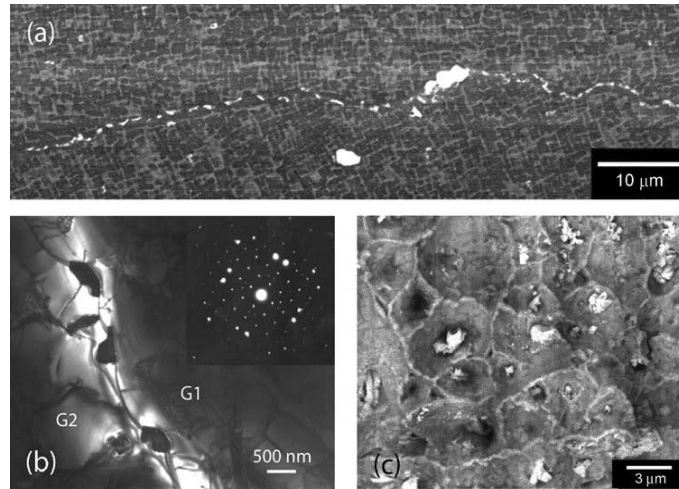


Figura 3.23. Precipitación del carburo $M_{23}C_6$ en el límite de grano γ en una superaleación de un solo cristal experimental de segunda generación dopado con carbono y boro y deslizado a 950 °C y 290 MPa [52]: (a) Micrografía electrónica de barrido; (b) Micrografía electrónica de transmisión y el patrón de difracción de la identificación del carburo $M_{23}C_6$; (c) Superficie de fractura a la fluencia con hoyuelos en la probeta, que muestra evidencia de modo de falla dúctil. [6].

Tipos de Carburos y Morfologías típicas. Los carburos comunes de las aleaciones base níquel son MC, $M_{23}C_6$ y M_6C . El carburo MC presenta usualmente una morfología, gruesa, aleatoria, cúbica ver Figura 3.24 a), o de escritura. El carburo $M_{23}C_6$ se encuentra principalmente en los límites de grano ver Figura 3.24 b), y por lo general se produce como irregular, discontinua, partículas en bloques, aunque se han observado en placas y formas geométricas regulares. Los carburos M_6C también pueden precipitar en forma de bloque en los límites de grano y con menos frecuencia en una morfología intragranular Widmanstätten [26].

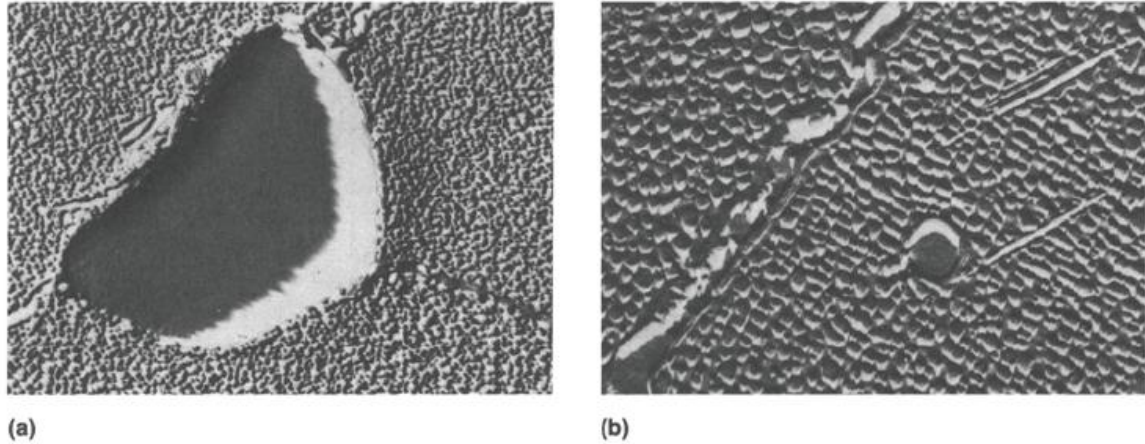


Figura 3.24. Udimet 700 aleación base níquel resistente al calor. (a) Udimet 700 solución recocida a 1177 °C (2150 °F) de 4 a 6 horas y envejecida 5,000 hr a 760 °C (1400 °F). La reproducción de la Micrografía electrónica muestra partículas grandes del carburo MC-en la intersección del límite de grano y γ' en los granos de la matriz γ , a 4500x. (b) Udimet 700 solución recocida como (a), envejecida 5,000 hr a 815 °C (1500 °F). La reproducción de la Micrografía electrónica muestra sigma aciculares, carburo ($M_{23}C_6$) en el límite de grano y γ' dentro de los granos, a 4700x [26].

Los carburos MC, de estructura FCC, por lo general se forman en superaleaciones durante el enfriamiento. Se distribuyen heterogéneamente a través de la aleación, tanto en posiciones intergranular, transgranular y con frecuencia interdendríticamente, son una importante fuente de carbono para las reacciones de fase posteriores durante el tratamiento térmico y de servicio. Aleaciones de niobio recientes con un alto contenido de tantalio contienen carburos MC que no se descomponen fácilmente durante el procesamiento o tratamiento de la solución en el intervalo de 1200 a 1260 °C.

Los carburos $M_{23}C_6$ se forman fácilmente en aleaciones con moderado a alto contenido de cromo. Se forman durante la temperatura de tratamiento térmico más bajas y de servicio (es decir, 760 a 980 °C), tanto de la degeneración de carburo de MC y de carbón residual soluble en la matriz de la aleación. Aunque generalmente se observa en los límites de grano, en ocasiones se producen a lo largo de bandas individuales, fallas que se acumulan en los extremos individuales. Los carburos $M_{23}C_6$ tienen una compleja estructura cúbica, que, si los átomos de carbono se han eliminado, se aproximaría a la estructura de la fase TCP σ . De hecho las placas σ a menudo se nuclean en partículas $M_{23}C_6$.

Los carburos M_6C tienen una estructura cúbica compleja. Se forman cuando el contenido de molibdeno y/o tungsteno es de 6 al 8 %, por lo general en el rango

de 815 a 980 °C. La forma M_6C con $M_{23}C_6$ de René 80, René de 41, y el AF1753. Las fórmulas típicas de M_6C son $(Ni, Co)_3 Mo_3C$ y $(NiCo)_2W_4C$, las composiciones pueden variar ampliamente con fines comerciales. Porque los carburos M_6C son estables a niveles más altos que los carburos $M_{23}C_6$, M_6C es más comercialmente importante como precipitado de límite de grano para controlar el tamaño de grano durante el procesamiento de aleaciones forjadas.

Reacciones de Carburo. Los carburos MC son una importante fuente de carbono en la mayoría de superaleaciones base níquel por debajo de 980 °C. Sin embargo, los MC se descomponen lentamente durante el tratamiento térmico y en servicio, liberando carbono para dar varias reacciones importantes [26].

3.5.1.8 Boruros

Una relativa baja densidad de partículas de boruro, se forma cuando segrega boro a los límites de grano. Pequeñas cantidades de boro son esenciales para mejorar resistencia a la rotura de fluencia de superaleaciones. Los Boruros son partículas duras, de apariencia de media luna y en bloques, que se observan en los límites de grano. El boruro en superaleaciones es de la forma M_3B_2 , con una celda unitaria tetragonal. Por lo menos dos tipos de boruros se han observado en Udimet 700; el tipo observado depende en gran medida de la historia térmica de la aleación. Estos tipos son $(Mo_{0.48}Ti_{0.07}Cr_{0.39}Ni_{0.3}Co_{0.3}B_2)_3$ y $(Mo_{0.31}Ti_{0.07}Cr_{0.49}Ni_{0.08}Co_{0.07})_3B_2$ [26]. El papel de los carburos y boruros ha sido objeto de controversia, pero ahora se acepta que las propiedades de fluencia a alta temperatura de las superaleaciones se han mejorado en muchas circunstancias si el carbono y boro están presentes, la formación de estas fases es entonces muy probable. Esto es debido a la ubicación preferida del carbono, boro, carburos y boruros en la fase γ principalmente en los límites de grano, que tiene un potente efecto sobre la resistencia a la rotura a través de la inhibición de deslizamiento de límite de grano. Por lo tanto, el carbono y boro se conocen como reforzadores de límite de grano [6].

3.5.1.9 Tipo de fases Topológicamente Empacadas Compactas (TCP)

Son planchas o fases con forma de aguja, tales como μ , σ , y del tipo Laves, causan baja resistencia a la rotura y ductilidad [26]. Cantidades excesivas de Cr, Mo, W y Re promueven la precipitación de fases intermetálicas que son ricas en estos elementos ver figura 3.25 [54]. Las fases resultantes tienen una serie de características distintas:

- (i) Una alta y uniforme densidad de empaquetamiento de átomos.
- (ii) Un grado de unión direccional no-metálico.
- (iii) Las estructuras cristalinas complejas.

Cada una construida de distintas capas que consisten de arreglos de hexágonos, pentágonos y triángulos apiladas en un número limitado llamado Kasper de coordinación de poliedros [55]. Este último hecho da origen al nombre topológicamente empaquetadas, o fases TCP [6].

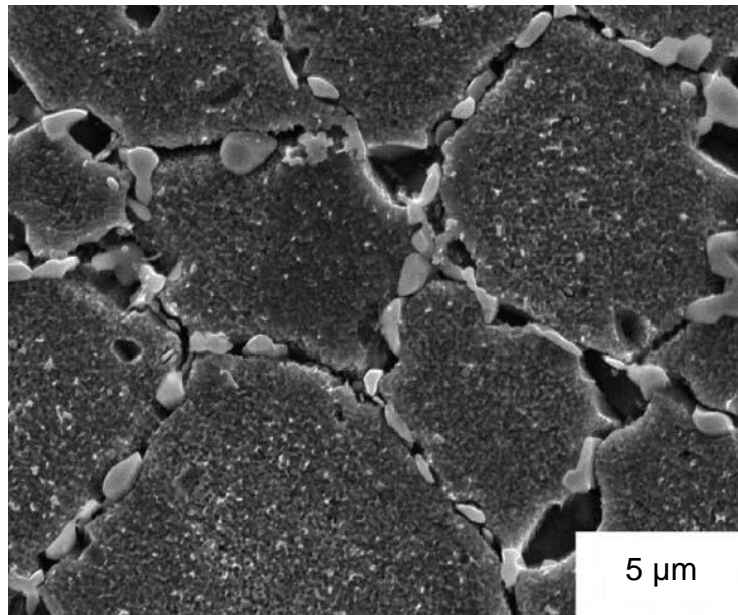


Figura 3.25. Micrografía electrónica de barrido de la superaleación RR1000 que muestra extensa precipitación de la fase σ en los límites de grano γ , después de un tratamiento térmico de 5000 horas a 750 °C [6].

En algunas aleaciones, si la composición no ha sido rigurosamente controlada, las fases indeseables pueden formarse ya sea durante el tratamiento térmico o más frecuentemente, durante el servicio. Estos precipitados, conocidos como fases TCP, se componen de capas empacadas de átomos paralelos a los planos de la matriz γ' . Por lo general, perjudicial, que puede aparecer como placas o agujas largas, a menudo en la nucleación de carburos en el límite de grano. Las aleaciones de níquel son especialmente propensas a la formación de σ y μ . La fórmula para σ es $(Fe,Mo)_x(Ni,Co)_y$, donde x e y puede variar de 1 a 7 [26].

La dureza σ y morfología de laminado causan grietas prematuras, lo que lleva a ser susceptible de ruptura frágil a baja temperatura, a pesar de esto la

resistencia a la cedencia no se ve afectada. Sin embargo, el principal efecto es la resistencia de ruptura a temperatura elevada. La formación de la fase Sigma debe agotar los metales refractarios en la matriz γ , causando la pérdida de resistencia de la matriz [26].

Hablando en términos generales, las fases TCP tiene fórmulas químicas como A_xB_y , donde A y B son metales de transición, de tal manera que A cae a un lado de la columna del grupo VIIB de la tabla periódica definido por Mn, Tc y Re y B cae a la otra columna [6].

3.6 Clasificación de las superaleaciones

Como se ha explicado las superaleaciones están clasificadas en tres grandes grupos que dependen de su principal elemento de aleación como pueden ser el níquel, hierro o cobalto, la mayor parte de este capítulo se ha dedicado a hablar de las superaleaciones base níquel, ya que es el material de experimentación del presente trabajo de investigación, por lo que se considera importante dedicar algunas líneas explicando las características de las superaleaciones base hierro y cobalto.

3.6.1 Aleaciones base Hierro y Níquel

Microestructura. Las superaleaciones base hierro evolucionaron a partir de aceros inoxidable austeníticos y se basan en el principio combinando la matriz FCC empaquetada cerrada (en la mayoría de los casos) con elementos de solución sólida endurecida y formadores de precipitados [26]. La matriz austenítica se basa en níquel y hierro, con al menos 25% de Ni para estabilizar la fase FCC. Otros elementos de aleación, como el cromo, parten principalmente de la austenita para la solución de sólidos endurecidos. Los precipitados fortalecidos son intermetálicos de primer orden, tales como γ' Ni₃Al, η NiTi₃, y γ'' Ni₃Nb, a pesar de que carburos y carbonitruros también pueden estar presentes. Elementos que parten de los límites de grano, como el boro y zirconio, realizan una función similar a la que se produce en aleaciones base níquel, es decir, la fractura de límite de grano se suprime en condiciones de rotura a la fluencia, lo que resulta en un aumento significativo en vida a la ruptura. Las composiciones de aleaciones de níquel forjado de hierro se enumeran en la Tabla A-3 del apéndice A. Un resumen de la función de los diversos elementos de aleación se encuentra en la Tabla A-2 del apéndice A [26].

Varios grupos de aleaciones de níquel-hierro basadas sobre la composición y mecanismos de fortalecimiento se han establecido. Aleaciones que se están

reforzados por γ' FCC ordenada, como V-57 y A-286 y contenidos de 25 a 35% en peso de Ni, representan un subgrupo. La fase γ' es rica en titanio en estas aleaciones y se debe tener cuidado para evitar una relación alta entre titanio-aluminio, dando como resultado la sustitución de la γ' FCC por la hexagonal compacto empaquetada (HCP) $\eta(\text{Ni}_3\text{Ti})$, un fortalecedor menos eficaz.

Un segundo subgrupo rico en hierro, de los cuales Inconel X750 e Incoloy 901 son ejemplos, contiene al menos el 40% de níquel, así como altos niveles de solución sólida de fortalecimiento y de elementos de formación de precipitado.

Otro grupo rico en hierro, basado en el sistema hierro-níquel-cobalto reforzado por γ' FCC, combina bajos coeficientes de expansión térmica y alta resistencia relativa a una temperatura de 650 °C. Estas aleaciones están representadas por Incoloy 903, 907, 909, Pyromet CTX-1, y Pyromet CTX-3, que no tienen cromo y oxido y se descascara fácilmente. El inusual coeficiente de expansión térmica resulta de la eliminación de elementos ferro-estabilizadores. En cada una de estas aleaciones, una pequeña cantidad de titanio está presente para permitir la formación metaestable γ' (Ni_3Ti , Al) en la matriz de austenita durante el envejecimiento. Otra fase que puede ocurrir después de extenderse el envejecimiento de las aleaciones Pyromet en $\eta(\text{Ni}_3\text{Ti})$, un tipo placa, en la fase HCP estable que contribuya menos al fortalecimiento que hace γ' . Las aleaciones se utilizan para ejes, anillos y fundas para permitir la reducción de los espacios entre rotación y componentes estáticos [26].

Aleaciones con alto contenido de níquel. Dos clases importantes de aleaciones de níquel-hierro en realidad contienen más níquel que el hierro. El primer grupo, caracterizado por Incoloy 706 y Inconel 718 (Tabla A-1 apéndice A), se ven reforzados por una fase BCT coherente conocida como γ'' (Ni_3Nb). Estas aleaciones contienen 3 y 5% en peso de Nb, respectivamente. El hierro actúa principalmente como un catalizador para la formación de γ'' , que es metaestable. Estas aleaciones contienen también pequeñas cantidades de aluminio y titanio, lo que conduce a la formación de γ' Ni_3AlTi . Un inadecuado tratamiento térmico puede conducir a la formación de una fase ortorrómbica δ estable con la composición Ni_3Nb . El uso máximo de temperatura de Inconel 718 es de alrededor 650 °C debido a la inestabilidad del precipitado γ'' . Trabajos recientes han demostrado que la reducción del contenido de carbono puede dar lugar a propiedades iguales o mejores que Inconel 718 estándar [56]. Además, el aumento del contenido de aluminio, niobio y el titanio, a razón de aluminio en

Inconel 718 mejora sus propiedades mecánicas produciendo más de la fase γ' estable y menos de la fase δ indeseable [57].

Un segundo grupo de aleaciones ricas en níquel muestra poca o ningún fortalecimiento por precipitado. Sin embargo, la segunda fase puede ser vista después de la exposición a largo plazo. Las aleaciones de este grupo incluyen Hastelloy X y N 155. El Boro en cantidades de 0.003 a 0.03% en peso y menos frecuentemente, pequeñas adiciones de zirconio se añaden para mejorar las propiedades de la ruptura por estrés y la maleabilidad en caliente. El zirconio también forma el carburo MC ZrC . Otro carburo MC , NbC , se encuentra en las aleaciones que contienen niobio, tales como Inconel 706 e Inconel 718 (Ver figura 3.26).

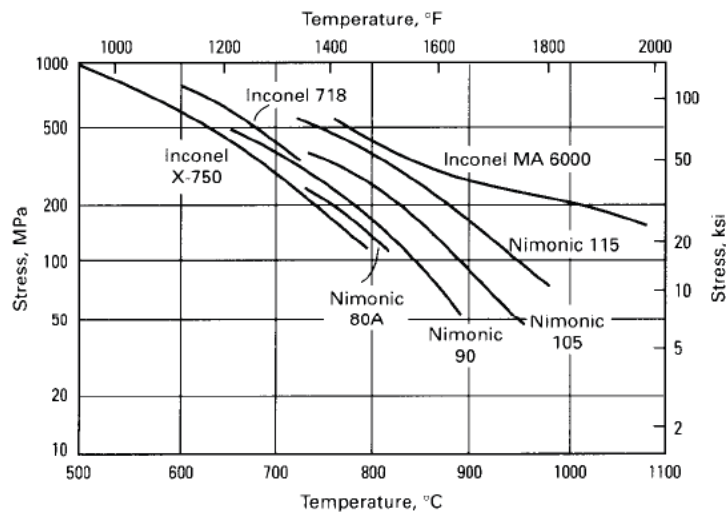


Figura 3.26. Resistencia a la rotura de fluencia a 1,000 h de aleaciones para rotor de turbina y de las cuchillas del compresor [46].

3.6.2 Aleaciones Base Cobalto.

Las aleaciones forjadas de base cobalto, a diferencia de otras superaleaciones, no se ven reforzadas por un precipitado ordenado coherente. Por el contrario, se caracterizan por una matriz austenítica (FCC) de una solución sólida reforzada en la que una pequeña cantidad de carburos se distribuye. Las aleaciones de fundición de cobalto confían en el fortalecimiento de carburo en gran medida. El Cobalto cristaliza en la estructura hexagonal compacta (HCP) por debajo de 417 °C. A altas temperaturas, se transforma a FCC. Para evitar esta transformación durante el servicio, prácticamente todas las aleaciones base cobalto son aleadas con níquel con el fin de estabilizar la estructura FCC entre la temperatura ambiente y el punto de fusión [26].

Las aleaciones base cobalto, con una relación tensión-temperatura en realidad puede mostrar mejores propiedades de rotura a la fluencia, por encima de 1000 °C que otras superaleaciones ver Figura 3.27. Además, las aleaciones de base cobalto exhiben una resistencia superior a la corrosión en caliente a altas temperaturas, probablemente una consecuencia del contenido considerablemente mayor de cromo que es característico de estas aleaciones (Ver la Tabla A-4 Apéndice A).

Las aleaciones base cobalto por lo general presentan una mejor soldabilidad y resistencia a la fatiga térmica comparadas con las aleaciones base níquel. Otra de las ventajas de las aleaciones de base cobalto es la capacidad de fundirse al aire o argón, en contraste con la fusión del vacío necesario para las aleaciones de base níquel y base de níquel-hierro que contiene los metales reactivos aluminio y titanio [26].

Microestructura. Prácticamente todas las aleaciones de cobalto se basan en una matriz FCC obtenida por aleado con 10 % o más de níquel. Hierro, manganeso, y adiciones de carbono también estabilizan la fase FCC, mientras que adiciones del níquel y el hierro mejoran la maleabilidad. Ejerciendo la tendencia estabilizadora opuesta de HCP son otros elementos comunes de aleación, tales como el tungsteno, agregado principalmente para la solución de fortalecimiento de sólidos, como en la L-605, y el cromo, agregado sobre todo para la oxidación y la corrosión en caliente. El tungsteno es favorecido por el molibdeno como un fortalecedor, aunque este último es más eficaz en lo atómico porque solo en cantidades potenciales es soluble en cobalto, aumenta la temperatura de fusión del cobalto. El Tantalio se ha utilizado como un reemplazo por el tungsteno de aleaciones para lamina M-MAR-918 y S-57, mientras que el contenido de molibdeno de hasta 10% en peso se encuentra en aleaciones multifase (MP), endurecidas por trabajo [26].

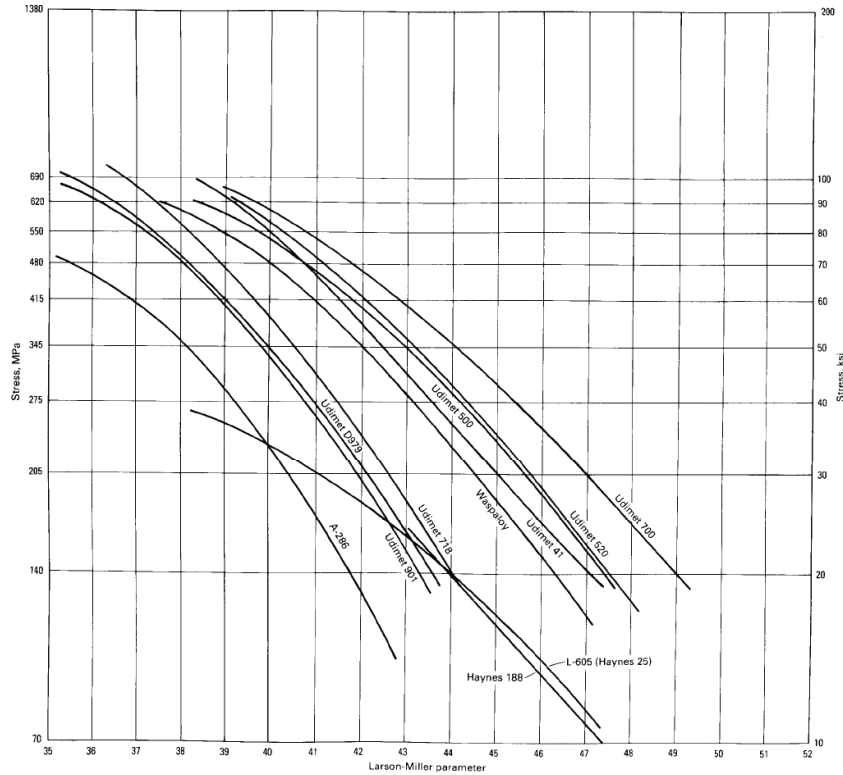


Figura 3.27. Las curvas Larson-Miller, que se utilizan para describir las características de la ruptura de estrés de una aleación en una más amplia gama de temperaturas, vida y rangos de estrés. Por ejemplo, si una aleación seleccionada para una aplicación requiere un mínimo de 100 horas de exposición a 925 °C bajo una tensión de 170 MPa, entonces la fórmula de Larson-Miller, de $P+T(20 + \log t)10^3$ da el parámetro 47.5, donde P = parámetro LM, T = temperatura, y t = tiempo en horas. La comparación de 47.5 en el eje de abscisas con una tensión de 170 MPa en la ordenada, es evidente que Udimet 700 es la única aleación que queda por encima del punto requerido [26].

Mejoras a la oxidación y resistencia a la corrosión con 5 % de Al se han observado en algunas aleaciones base cobalto [58]. Adiciones de titanio también se han hecho con el fin de lograr un precipitado coherente ordenado Co_3Ti como una fase de fortalecimiento. Lamentablemente, esta fase es estable sólo a cerca de 700 °C, que es mucho menor que para γ' Ni_3Al , Ti en aleaciones base Ni.

Aumento a la susceptibilidad de precipitados de fase Laves se han observado con la presencia de silicio en aleaciones que contiene tungsteno tales como la L-605. El Haynes 188 fue desarrollado con tungsteno reducido, níquel aumentado y contenido de silicio controlado con el fin de evitar este problema.

Como en el caso de aleaciones base níquel, una variedad de carburos se han encontrado en las aleaciones de cobalto. En Adición al los carburos, pequeñas cantidades de fases intermetálicas como Co_3W , Co_2W , y Co_7W_6 se han encontrado en la L-605. Otras aleaciones muestran los compuestos del CoAl , Co_3Ti , y el $\text{CO}_2(\text{Ta}, \text{Nb}, \text{Ti})$. Sin embargo, es poco probable que estas fases contribuyan al fortalecimiento de la matriz γ . Por el contrario, Co_7W_6 y $\text{Co}_2(\text{Ta}, \text{Nb}, \text{Ti})$ son las fases de TCP que pueden causar el deterioro de las propiedades mecánicas.

Una fuente adicional de fortalecimiento, en las aleaciones multifase, surge de la transformación por tensión de la matriz γ a una estructura HCP. Esta transformación está estrechamente vinculada a la ocurrencia de fallas de apilamiento en aleaciones base cobalto. Cuanto menor sea el apilamiento de energía por defecto de la matriz γ (como en las aleaciones de bajo níquel, con alto contenido de elementos refractarios), más fácilmente se producen fallas.

Aplicaciones y Propiedades. Diversas aleaciones forjadas base cobalto se pueden agrupar de acuerdo al uso:

- Aleaciones para uso principalmente a mas altas temperaturas de 650 °C a 1150 °C, incluidas el S-816, Haynes 25, Haynes188, Haynes 556, y UMCo-50
- Aleaciones más “rápidas” MP35N y MP159, para su uso en alrededor de 650 °C
- Resistente al desgaste Stellite 6B

Todas las aleaciones en el tratamiento térmico y condiciones de suavizado tienen estructuras cristalinas FCC. Sin embargo, las aleaciones MP35N y MP159 desarrollaron cantidades controladas de estructura de empaquetamiento compacto hexagonal (HCP) durante el tratamiento termomecánico recomendado antes de las aplicaciones, que normalmente se utilizan como elementos de fijación para el servicio a 650 °C. Ninguna de las superaleaciones de base cobalto son de solución sólida completa, ya que contienen fases secundarias en forma de carburos (M_6C , M_{23}C_6 , M_7C_3 , o MC) o compuestos intermetálicos. El envejecimiento produce la segunda fase de precipitación adicional, que generalmente resulta en una cierta pérdida de ductilidad a temperatura ambiente [26].

Haynes 25 es quizás la aleación forjada más conocida de base cobalto y ha sido ampliamente utilizada para las secciones calientes de las turbinas de gas, los componentes de los reactores nucleares, dispositivos para implantes quirúrgicos y condiciones de trabajado en frío, para sujetadores y cojinetes de desgaste.

Haynes 188 es una aleación que fue especialmente diseñada para los componentes de hojas de metal, tales como cámaras de combustión y los conductos de transición, en turbinas de gas. La composición básica, siempre que los contenidos de lantano, silicio, aluminio y manganeso estén finalmente controlados, proporciona excelentes cualidades, tales como resistencia a la oxidación a temperaturas de hasta 1100 °C, resistencia a la corrosión en caliente, resistencia a la fluencia, conformabilidad a temperatura ambiente y ductilidad después de un plazo largo de envejecimiento en las temperaturas de servicio. La Figura 3.28 compara la resistencia estática a la oxidación del Haynes 188 con el de varias otras aleaciones.

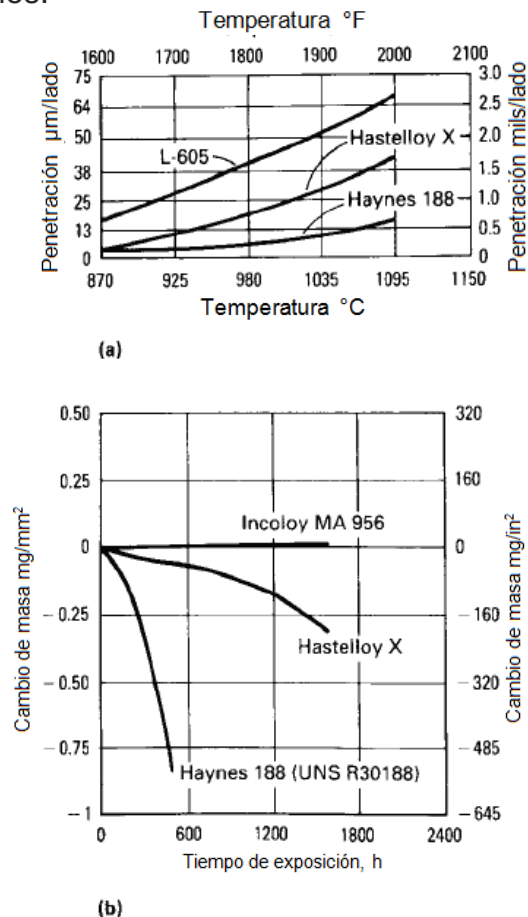


Figura 3.28. Resistencia a la oxidación. (a) En el aire seco para Haynes 188 frente a aleaciones Hastelloy X y L-605 que muestra la penetración continua desde el espesor original. (b) Los valores estáticos de 1100 °C en el aire con un 5% de vapor de agua [26].

El último tipo de aleación forjada de cobalto consiste en una aleación simple, Stellite 6B, que se caracteriza por su endurecimiento a alta temperatura y resistencia relativamente buena a la oxidación. Esta última propiedad se deriva principalmente de su alto contenido de cromo (30%), mientras que su propiedad de dureza en caliente se obtiene mediante la formación de carburos complejos del tipo Cr_7Co_3 y $M_{23}C_6$.

3.7 Futuro de las Superaleaciones

Desde 1950, cuando comenzó la era de la aviación civil de propulsión a chorro, las superaleaciones han apoyado las mejoras en el rendimiento de los modernos motores de las turbinas de gas [6], [64]. Los diseños actuales son sensiblemente superiores a los del motor Ghost utilizado para el primer vuelo comercial de la Comet I; los turbofans civiles modernos que impulsan aeronaves bimotor de gran tamaño como el Boeing 777 con un empuje de despegue cercana al 100 000 -por ejemplo, el Trent de Rolls-Royce 800 o General Electric GE90 tienen una economía de combustible que ha mejorado por un factor de alrededor de 2, el peso del motor, cuando se normalizaron contra el empuje desarrollado, es menor aproximadamente en un factor de 4. Como las composiciones de las aleaciones han evolucionado, las propiedades críticas de fluencia y la fatiga han mejorado notablemente y esto ha permitido que la temperatura de entrada de la turbina que se incremente más allá 1427 °C ver Figura 3.29. El desarrollo de nuevos procesos ha jugado un papel clave también, la fusión en vacío especialmente, de fundición de solidificación direccional/inversión y técnicas de metalurgia de polvos.

Es instructivo considerar las presiones tecnológicas, económicas y sociales que han proporcionado el incentivo para estos desarrollos. En el período de posguerra hasta finales de 1970, cuando la Guerra Fría estaba en su apogeo, se llevó a cabo más desarrollo de superaleaciones de vanguardia en apoyo al diseño de motores para aviones militares especialmente en EE.UU, Europa y la antigua URSS. Durante este tiempo las nuevas superaleaciones y tecnología de recubrimientos se adoptaron por primera vez en los aviones de combate con las organizaciones militares que pagan a través de los subsidios del gobierno. Con la caída de la Cortina de Hierro, la situación alterada de una manera sutil: la civil y el sector militar marcaron el ritmo.

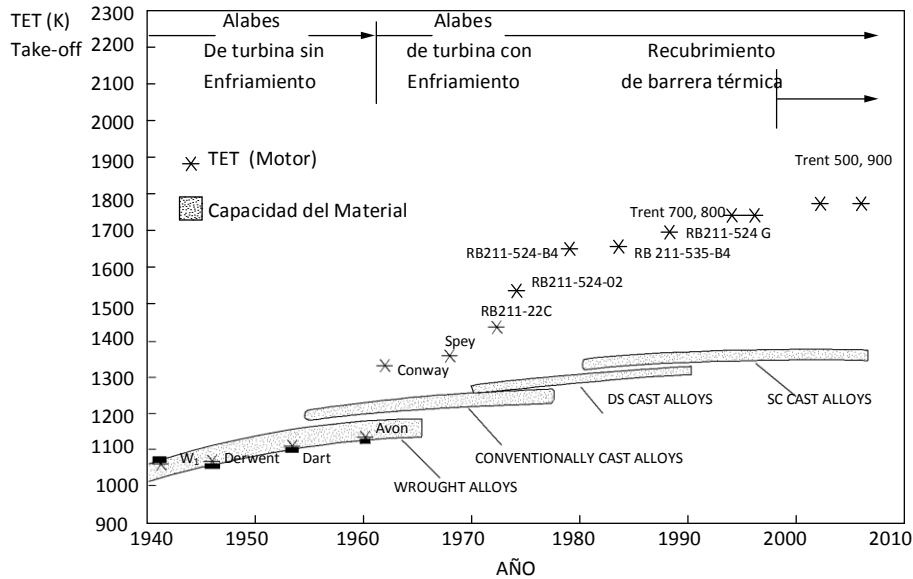


Figura 3.29. Evolución de la capacidad de aeromotores civiles Rolls-Royce de la Temperatura de Entrada a la Turbina (TET), desde 1940 a nuestros días. Adaptado de ref. [65].

3.7.1 Tendencias en superaleaciones para aplicaciones de álabes de turbina

Considere la evolución de las composiciones de álabes de turbina de un solo cristal del alabeo de la turbina de alta presión de los aeromotores. La Figura 3.30 proporciona una visión general aproximada -note cierta subjetividad inherente a ella-, ya que en un momento dado, diferentes organizaciones han estado trabajando en diferentes aleaciones para explotar posiciones de patente.

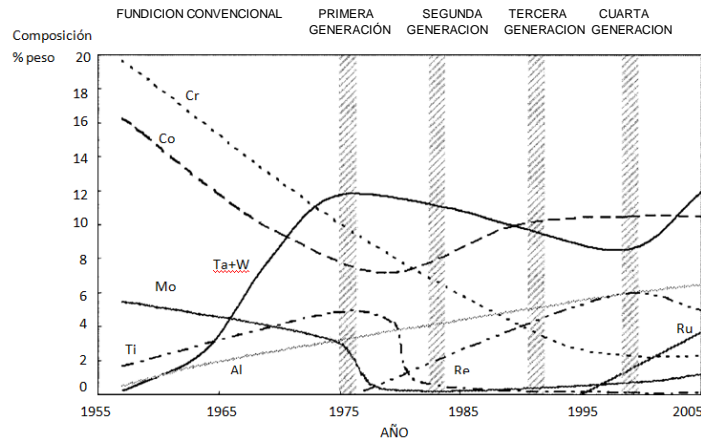


Figura 3.30 Evolución de las composiciones de las superaleaciones monocristalinas de álabes de turbina de alta presión, hasta 2005 [6].

En la condición sin revestimiento, las aleaciones más modernas favorecen escalas Al_2O_3 en lugar de Cr_2O_3 ; por lo que no hay gran resistencia a la corrosión en caliente se muestra por esto que tecnologías de recubrimiento apropiados necesitan adoptarse cuando sea necesario, por ejemplo, en entornos marinos. En muchas aleaciones, el titanio está presente en niveles muy bajos, ya que exacerba la velocidad de oxidación y tiene un efecto negativo en la retención de los revestimientos de barrera térmica (TBC). No se ha llegado a ningún consenso fuerte sobre el papel del Co y en consecuencia se encuentran grandes variaciones en su concentración. En las aleaciones de un solo cristal de principios de primera generación, se incluyeron adiciones de Ta y W para promover el fortalecimiento a la fluencia, pero su uso disminuyó más tarde por otros elementos de fortalecimiento más potentes, por ejemplo, fue identificado el Re. En las superaleaciones de un solo cristal de segunda generación, se añadió Re a niveles aproximadamente de 3% en peso, en vista de su potente efecto de fortalecimiento a la fluencia [6].

Las concentraciones de Renio (Re) aumentaron a continuación al 6% en peso en las aleaciones de tercera generación para explotar mejor el llamado reefecto. Ahora se reconoce que las superaleaciones de tercera generación que son fuertemente aleadas con Re, son inestables con respecto a la formación de fases topológicamente de empaquetamiento compacto (TCP), los cuales se forman bajo recubrimientos de aluminuro dentro de zonas de reacción secundarias (SRZs), dentro de regiones dendríticas ricas en Re (donde persiste la fundición de microsegregación).

La investigación reciente ha demostrado que Rutenio (Ru) reduce la susceptibilidad a la formación de TCP, aunque las razones para esto no están del todo claras y en consecuencia, las superaleaciones de cuarta generación desarrolladas desde el cambio de siglo se caracterizan por adiciones de Ru pero con niveles menores que el Re para las aleaciones de tercera generación. Las concentraciones de Re al 4.5 % en peso y Ru al 4.0 % en peso son típicos para estas nuevas aleaciones de cuarta generación; Al momento de escribir esto, estas superaleaciones monocristalinas de cuarta generación aún no han encontrado aplicación en motores de turbina de gas, aunque se reconoce su beneficio potencial [6].

La renuencia actual para insertarlos en los últimos diseños se debe a su costo y densidad ver Figura 3.31. Existe una fuerte correlación entre la vida a la rotura, por fluencia y coste, en gran medida a causa de las fracciones significativas de Re y Ru en las últimas aleaciones; se puede ver que la mejor resistencia a la fluencia se muestra por las aleaciones con costos de las materias primas alrededor de

cinco veces mayor que las aleaciones de primera generación. Para cualquier superaleación de cuarta o quinta generación de un solo cristal, el reto es encontrar aplicación en el motor de turbina de gas, tendrá que equilibrar adecuadamente el evidente compromiso entre el rendimiento de fluencia, densidad y costo.

Tradicionalmente, las superaleaciones para aplicaciones de álabes de turbina han sido diseñados con resistencia a la fluencia, la fatiga y a la oxidación. Si bien estas son aún muy importantes, un nuevo requisito está surgiendo, es la compatibilidad con recubrimientos, ya que la temperatura de entrada de la turbina (TET) de los modernos aeromotores está superando la capacidad de temperatura de las superaleaciones monocristalinas, para el que la temperatura de fusión del níquel representa un límite máximo absoluto. Por lo tanto, el uso de revestimientos de barrera térmica para proteger los álabes de alta presión ya no es raro pero absolutamente crítico y por lo tanto un número cada vez mayor de filas de perfiles aerodinámicos están empleando aire de refrigeración, el uso de TBCs también se está extendiendo a partes no giratorias, tales como las boquillas guías de paletas. Se centra la atención en los efectos interfaciales que controlan su adherencia, la TBC puede ser mantenida durante la totalidad de la vida de servicio.

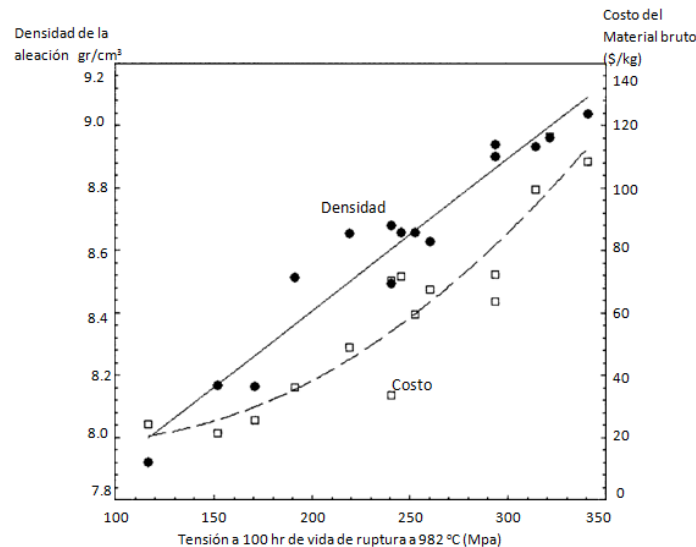


Figura 3.31. Los datos de la densidad, el costo y el rendimiento de fluencia asociada de un número de superaleaciones monocristalinas de tercera y cuarta generación, que ilustran que la mejora de la capacidad de fluencia se gana sólo mediante el aumento de la densidad (mediante la inclusión de elementos pesados, tales como Re) y por lo tanto también el costo [6].

Teniendo en cuenta estas consideraciones, se apreciará que es cada vez más difícil diseñar nuevas composiciones de superaleaciones monocristalinas (próxima

generación) para satisfacer simultáneamente los muchos requisitos de un álabe de turbina: baja densidad, estabilidad con respecto a la formación de TCP, resistencia a la oxidación, resistencia a la corrosión, la compatibilidad con revestimientos, moldeabilidad, bajo costo y baja/alta resistencia a la fluencia a alta temperatura. También es de relevancia que cualquier elemento de aleación es poco probable que mejore todas las propiedades de forma simultánea, por ejemplo, Ru mejora la estabilidad, pero aumenta el costo, Re mejora la resistencia a alta temperatura pero la densidad aumenta, Cr mejora la resistencia a la corrosión pero se degrada la estabilidad [6].

Walston ha ilustrado esta dificultad en un sentido pictórico ver Figura 3.32, señalando que el espacio de diseño disponible para superaleaciones monocristalinas de última generación se está presentando cada vez más cerrado. Desde la perspectiva de los diseñadores de la turbina, esto significa que las decisiones deben hacerse sobre la importancia relativa de los requisitos. También significa que es poco probable que una composición de talla única para todos será identificada y que es adecuado para todos los motores de turbina, por lo que hay margen para las composiciones a medida para diferentes aplicaciones. Por lo tanto la retención de las propiedades del material y la estabilidad microestructural, son necesarias ya que hay un deseo de prolongar la vida de componentes hasta 50 000 horas para minimizar los costos del ciclo de vida.

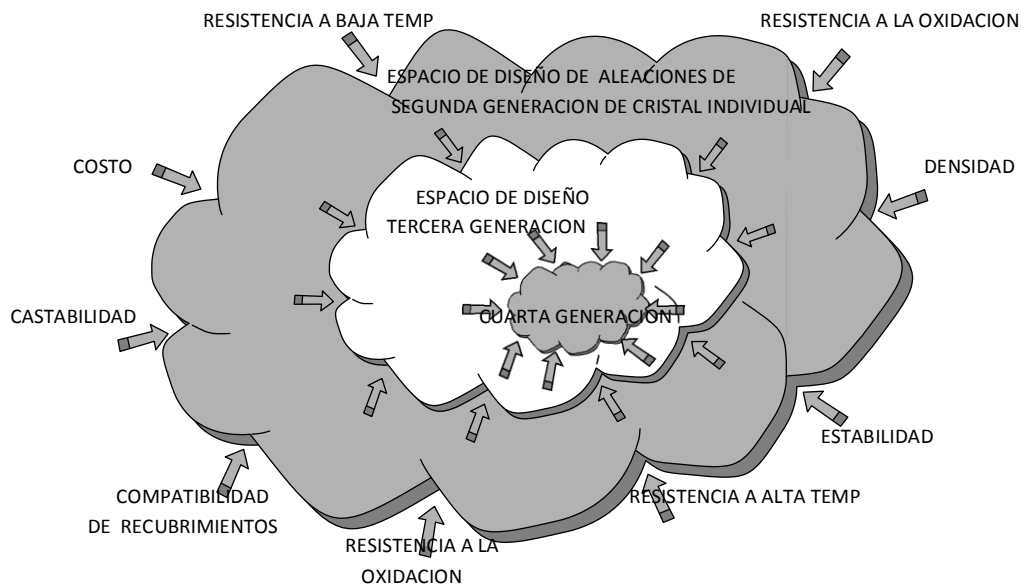


Figura 3.32. Ilustración esquemática del tamaño restringido del "espacio de diseño" disponible después de la composición de cada nueva generación de superaleaciones de cristal único que han sido preferidas [6].

3.7.2 Tendencias en superaleaciones y procesos para aplicaciones de disco de Turbina

Tradicionalmente, las superaleaciones para los discos de turbinas se han diseñado para resistir rendimiento general y agrietamiento por fatiga de bajo ciclo en sitios de concentración de tensiones cerca del barreno, por lo que un gran énfasis se ha colocado en dar fortalecimiento por tamaño de grano y endurecimiento por precipitación debido a la fase γ' [6].

Las temperaturas de funcionamiento para las secciones del borde cerca de los álabes de la turbina y la trayectoria de flujo de gas, han ido en aumento; en los años 2000 a una nivel de 750 °C o incluso 815 °C para aplicaciones militares, la necesidad de dar resistencia a alta temperatura, latente propagación de grietas y la fluencia está tomando mayor importancia, los requisitos para la fabricación de componentes son cada vez más estrictos.

Hoy en día, los fabricantes de equipos originales (OEM) están insistiendo en una mayor diferenciación microestructural y de propiedades dentro de cualquier componente. Los métodos para esto ahora están disponibles, por ejemplo, la tecnología de tratamiento térmico de microestructura dual (DMHT), tecnología diseñada y patentada por la NASA [59], en el que se realizan dos tratamientos térmicos sub y super-solvus sobre la perforación y el borde respectivamente, en un solo componente. Esto se logra mediante la mejora de los gradientes térmicos presentes durante el tratamiento térmico utilizando disipadores de calor (cilindros de metal típicamente sólidos) que enfrían la porción central del disco, ya que reside en el horno por encima de la γ' solvus (ver figura 3.33). Este concepto se ha demostrado con análisis del estado del arte ME3 de superaleaciones de disco de turbina ver figura 3.34.

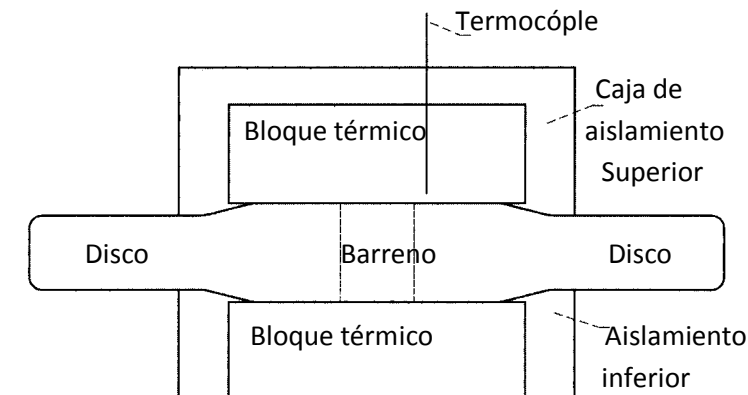


Figura 3.33. Representación esquemática del disco, disipadores de calor y disposición del termopar en el proceso de tratamiento térmico de doble microestructura [59].

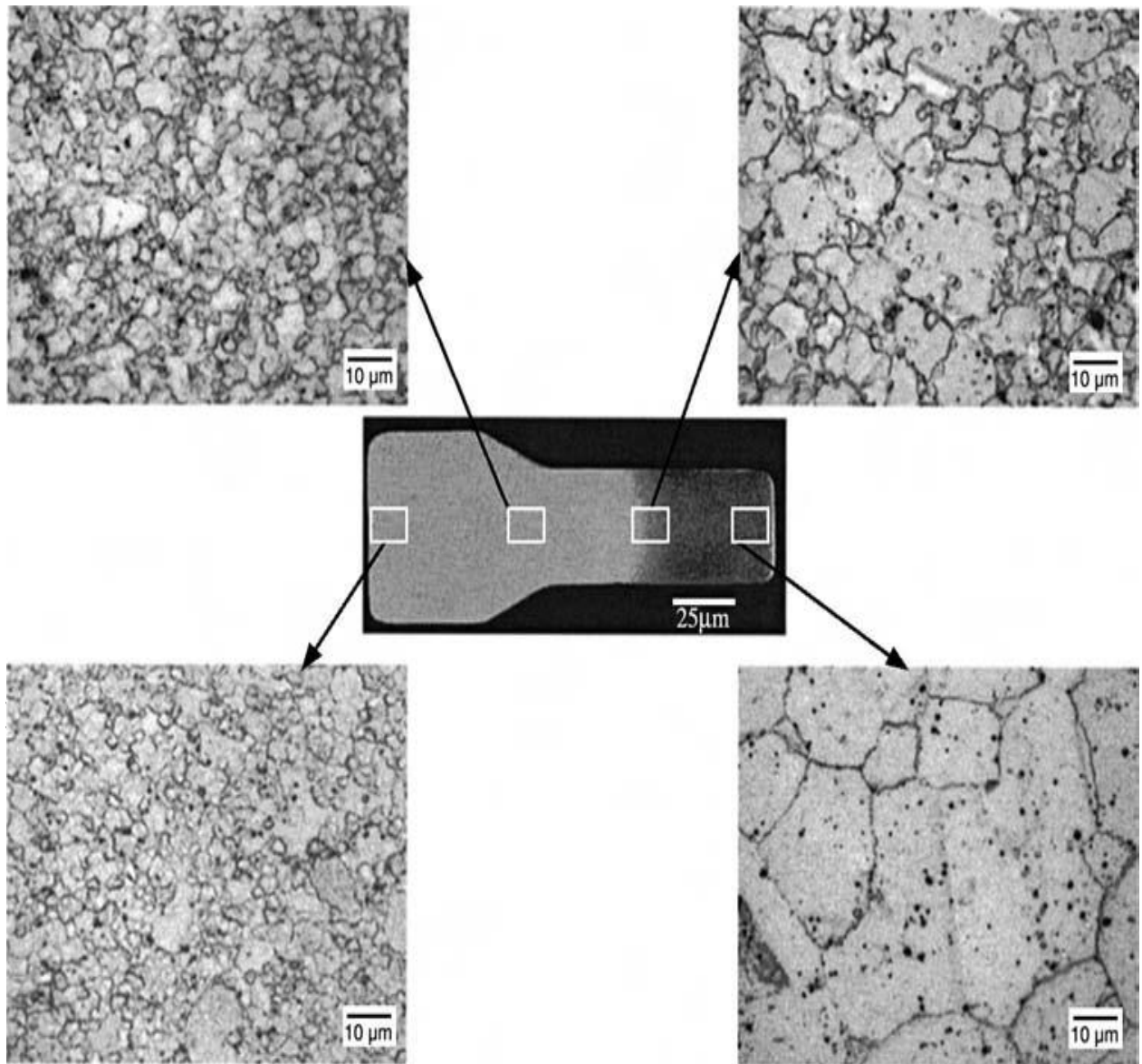


Figura 3.34. La distribución de tamaños de grano en un disco de turbina de ME3 sometido al proceso de tratamiento térmico de microestructura dual [59].

Actualmente, los discos de doble microestructura aún no se han empleado en el motor de turbina de gas. Una consideración de superaleaciones por metalurgia de polvos (P/M) se introdujo por primera vez para discos de turbina de alta presión en los motores militares, pero ahora se emplea cada vez más en aeromotores

civiles tan fuertes y con más requerimientos de variantes de aleaciones arroja una mayor comprensión de las tendencias que se producen. Las superaleaciones P/M de primera generación (como Rene 95) fueron diseñadas con fracciones de volumen de fase gamma (γ'), que eran altas en torno al ~55 % y el tamaño de grano fino de ~10 micras, para lograr la máxima resistencia a la tracción. En consecuencia, por lo general se trataron térmicamente sub-solvus. La segunda generación de superaleaciones P/M (como Rene 88DT) se desarrollaron con fracciones de volumen inferiores γ' y fueron tratadas térmicamente para grandes tamaños de grano (~50 m) para mejorar la resistencia a la propagación de grietas por fatiga.

Como el uso de superaleaciones P/M se vuelve más común, la industria de las turbinas dependerá cada vez más de métodos probabilísticos. En consecuencia, se requieren mejores métodos de cribado para la rápida evaluación de la calidad del polvo de la superaleación antes de su consolidación, por lo que las distribuciones de inclusiones no metálicas pueden ser cuantificadas. Para reducir los costos de material en polvo, aumentando su uso se harán prácticas de conversión de prensado convencional a isostática en caliente en lugar de la compactación/rutas de extrusión en caliente (que requiere herramientas especializadas y equipos de alto tonelaje) que se han utilizado tradicionalmente para palanquillas P/M.

El modelado de procesos de operaciones utilizados para la producción de discos principalmente forja abierta y cerrada, tratamiento térmico y mecanizado, se está desarrollando rápidamente y adquirirá una mayor importancia en los próximos años. Para la simulación de trayectorias de deformación y campos de flujo durante las operaciones de forja, paquetes de software robustos basados en el método de elementos finitos han estado disponibles desde hace dos décadas o más, cuando se basa en datos precisos para el flujo térmico-viscoplástico de la superaleación, éstos se han utilizado con éxito para el diseño de matriz y para la predicción de defectos. Más recientemente, los análisis térmico-elástico-plásticos del proceso de tratamiento térmico se han utilizado cada vez más para la predicción de los campos de esfuerzos residuales impulsados por gradientes térmicos heredados del proceso de enfriamiento brusco [60]. Tal modelado está permitiendo que las operaciones de mecanizado se optimicen para evitar el movimiento excesivo del metal y de la deformación durante las operaciones de torneado, que, si exceden los niveles de tolerancia predefinidos, es necesario el desecho de los componentes. Modelos de procesos hacen predicciones de evolución de la microestructura y este tema está en un estado activo de investigación y

desarrollo. Hay evidencia de que es cada vez más necesario para asegurar la calidad del uso de estas herramientas de modelado de procesos.

Tradicionalmente, los discos de turbina se han templado en aceite de manera que el coeficiente de transferencia de calor alrededor de la periferia de la pieza es entonces uniforme y en consecuencia, los gradientes térmicos que se configuran causan la formación de un campo de tensión residual. Si bien esto no se puede eliminar por completo con el proceso de reingeniería, su magnitud se puede reducir por enfriamiento utilizando chorros de gas de alta velocidad controlados por computadora dirigidos en el disco, de tal manera que el coeficiente de transferencia de calor varía alrededor de su periferia de una manera óptima; se deducen a partir de la modelización. La ventaja es que el calor se retira a continuación más uniformemente que para temple en aceite tradicional, de modo que los gradientes térmicos responsables del campo de tensión residual se reducen. Este tipo de tecnología se utiliza cada vez más, probablemente en combinación con hornos de tratamiento térmico de microestructura doble en la próxima generación del estado del arte de instalaciones del tratamiento térmico.

3.7.3 Observaciones finales

Hay razones para creer que esta clase de material aún no está completamente en su etapa de madurez. Las preguntas fundamentales permanecen sobre los factores metalúrgicos que rigen el rendimiento. No existen teorías bien desarrolladas para estos efectos. Desde hace 30 años, las expectativas de mejora en el comportamiento de las superaleaciones a elevada temperatura, debidas a cambios en la composición química o a la adición de nuevos elementos de aleación, no son muy grandes. Por esta razón, se ha trabajado en la actualidad paralelamente a mejorar los procesos de fabricación y mejora de recubrimientos o barreras térmicas que permitan proteger las superficies de la corrosión y ayuden a reducir la temperatura que debe soportar el material alargando substancialmente la vida de los componentes [90].

Los factores que controlan el comportamiento de fluencia de las aleaciones de discos siguen siendo en gran parte inexplorados y proporcionan un tema importante para futuras investigaciones. Con el conocimiento de estos efectos incompletos, no es sorprendente que en el trabajo de desarrollo de más superaleaciones se apliquen otras opciones como Sandia National Laboratories está estudiando un nuevo método para fabricar superaleaciones, conocido como radiólisis. Se introduce una nueva área de investigación en la creación de aleaciones y superaleaciones a través de la síntesis de nanopartículas [90].

Persisten algunos retos significativos para los presentes y futuros metalúrgicos de superaleaciones. Más importante aún, la metalurgia física de las superaleaciones tiene que ser colocada sobre una base cuantitativa mucho más firme. La modelización cuantitativa ayudará en este sentido, jugando un rol importante en la teoría electrónica moderna, los tratamientos de la cinética del movimiento de la dislocación y herramientas de modelado de procesos que son sensibles a la química de la aleación. Aunque la metalurgia de superaleaciones se encuentra ahora en un estado altamente desarrollado, el diseño de aleaciones de próxima generación exigirá esto. La disponibilidad de mejores tecnologías en cuanto a hardware y software y herramientas de modelado ayudará a lograr este objetivo.

3.8 MAQUINABILIDAD DE SUPERALEACIONES.

3.8.1 Introducción

El mecanizado es el proceso en el que una herramienta elimina material de la superficie de un cuerpo menos resistente, a través del movimiento relativo y la aplicación de la fuerza. El material retirado, llamado rebaba, se desliza sobre la cara de herramienta, conocida como cara de desprendimiento de la herramienta, sometiénolo a altas tensiones normales y de corte y, por otra parte, a un alto coeficiente de fricción durante la formación de viruta [68]. Más de la energía mecánica utilizada para formar la rebaba se convierte en calor, que genera altas temperaturas en la región de corte. Debido al hecho de que cuanto mayor es la temperatura de la herramienta, más rápido se desgasta, el uso de fluido de corte en los procesos de mecanizado tiene, como objetivo principal, la reducción de la temperatura en la zona de corte, ya sea a través de lubricación reduciendo el desgaste de fricción, o a través de refrigeración por conducción, o mediante una combinación de estas funciones [69].

Sin embargo, las ventajas provocadas por los fluidos de corte han sido cuestionadas últimamente, debido a varios efectos negativos que causan. Cuando se maneja inadecuadamente el fluido de corte, pueden dañar los recursos del suelo y agua, causando pérdida grave para el medio ambiente. Por lo tanto, la manipulación y eliminación de los fluidos de corte deben obedecer a normas rígidas de protección del medio ambiente. En el piso del taller, los operadores de las máquinas pueden verse afectados por los malos efectos de los fluidos de corte, tales como problemas en la piel y la respiración [70, 71].

Para las empresas, los costos relacionados con los fluidos de corte representan una gran cantidad de los costos totales de mecanizado. Varios

investigadores [72, 73] afirman que los costos relacionados con los fluidos de corte son con frecuencia más altos que los relacionados con las herramientas de corte.

La evolución tecnológica ha dado algunas opciones para el uso de fluidos de corte en los procesos de mecanizado. En la actualidad el mercado de las herramientas de carburo son más del 85% de todas las herramientas de carburo cementado que utilizan recubrimientos. Las propiedades de los materiales de las herramientas se han mejorado y los nuevos materiales se han desarrollado con el fin de evitar o minimizar el uso de fluidos de corte. Por ejemplo Smith 1989, explica que la capa exterior de recubrimiento consiste de capas sencillas o múltiples de material adherido por deposición física o química de vapor del material de recubrimiento como carburo de titanio (TiC), Nitruro de titanio (TiN) óxido de aluminio (Al_2O_3). La naturaleza inerte del TiC y Al_2O_3 reduce el craterismo mientras la lubricidad de la capa de TiN reduce la fricción durante el maquinado, generando así menos calor en la interface pieza de trabajo-Herramienta. La selección de insertos usualmente se basa sobre el material de la pieza de trabajo, el acabado superficial, la capacidad de la maquina y su rigidez, velocidad y avance de corte y objetivos de productividad [76]. Por lo tanto, las propiedades tales como resistencia a la abrasión y la difusión, dureza y ductilidad en caliente se han mejorado en gran medida con los nuevos materiales para herramientas. Los recubrimientos de herramientas han facilitado alta dureza, bajo coeficiente de fricción y químicas y estabilidad térmica de la herramienta. Las geometrías de la herramienta han sido optimizadas para mejorar el rompe-virutas y también para producir valores más bajos de rugosidad superficial en la pieza de trabajo. Nuevos conceptos de diseño de la máquina herramienta para mecanizado han permitido velocidades más rápidas y el aumento de la rigidez permite operaciones de corte más severas de las que se utilizan [74, 75].

Debido a estas innovaciones tecnológicas, el mecanizado sin fluido, es decir, corte en seco, ya es posible, en algunas situaciones. Sin embargo, es importante eliminar los fluidos de corte del proceso sin dañar la productividad, la vida de la herramienta y la calidad de la pieza de trabajo [69]. El maquinado en seco y semi-seco (o MQL) está siendo adoptado en los US y en el mundo debido a cuestiones ambientales y costos asociados con la adquisición, manejo y disposición de refrigerantes [76].

Los motores de las aeronaves se componen de tres subconjuntos principales como son: compresor, cámara de combustión y la turbina ubicada en una carcasa de aluminio y/o de titanio. Materiales y aleaciones utilizadas para la fabricación de aeromotores son generalmente aleaciones de acero, níquel, titanio y aluminio [43].

Los compuestos de carbono se han utilizado en el aeromotor desde la década de 1970 en pequeñas cantidades, pero que ahora están ganando más reconocimiento por sus propiedades mejoradas y por sus procesos de fabricación. La Figura 3.35 muestra el porcentaje en peso para cada material en una turbina de aerogas típica. Hay un creciente uso de aleaciones base níquel y aleaciones de titanio hasta finales del siglo 20, lo que sugiere su uso dominante y competencia en los motores aeroespaciales.

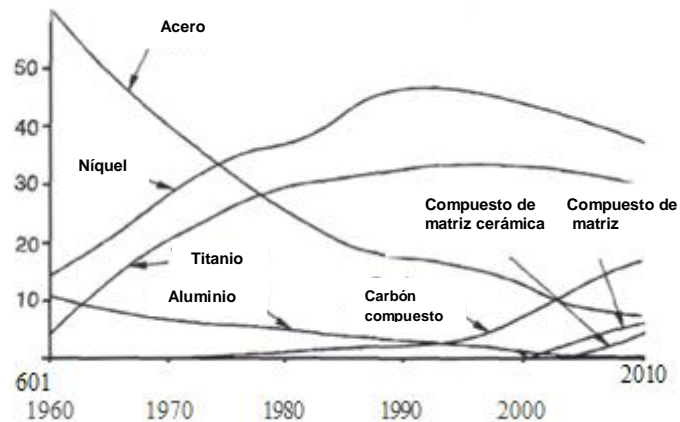


Figura 3.35. Evaluación de materiales de uso en turbinas de aerogas [66].

Las aleaciones de níquel comercialmente disponibles son Inconel, Nimonic, René, Udimet y Pyromet [43]. Una lista exhaustiva de estas aleaciones se muestran en la Tabla A-1 Apéndice A. El Inconel 718 es la más utilizada de las aleaciones de níquel, que representan el 25 y el 45% del volumen de producción anual de fundición y forja de estas aleaciones de níquel. Por ello no es sorprendente que una proporción significativa de la información publicada es sobre el mecanizado de Inconel 718 en las últimas tres décadas [27].

Las operaciones de manufactura se llevan a cabo con altísimo grado de exactitud para garantizar que el mecanizado se mantenga al mínimo de error. Las técnicas de fundición, como de inducción al vacío, son para retirar la mayor parte de indicios de elementos contaminantes.

Las aleaciones de titanio como las de níquel tienen muy alta relación resistencia-peso que las hace muy adecuadas para motores de aeronaves y fabricación de fuselajes. El uso de aleaciones de titanio como materiales de los componentes del motor se debe a su capacidad para mantener su alta resistencia a las altas temperaturas de funcionamiento del motor. Las aleaciones de titanio presentan una excepcional resistencia a la corrosión, que provee un ahorro en los recubrimientos de protección como las pinturas, que de otro modo se utilizará en

el caso del acero. También son adecuados para su uso como estructuras de fuselajes, donde la temperatura de funcionamiento es superior a 130 °C, la temperatura convencional máxima de servicio de aleaciones de aluminio. En aeromotores las aleaciones de titanio se utilizan en los compresores de alta y baja presión y de los componentes sometidos a centrifugación de altas cargas, tales como discos y alabes que han reducido el diámetro del flujo, así como para los componentes que operan bajo condiciones de fatiga severa.

3.8.2 Maquinabilidad en aleaciones para aeromotores

El Mecanizado o Maquinado se utiliza en la fabricación de piezas de superaleación. Independientemente del tamaño, prácticamente cualquier parte necesita algún tipo de mecanizado. Las superaleaciones son considerablemente más costosas de mecanizar que los aceros convencionales [28].

Los avances en la formación de fundición de precisión cercana a la dimensión real, la forja de precisión y el procesamiento con metalurgia en polvo (P/M) ofrecen alternativas importantes por la dificultad y el costo involucrado en el mecanizado de superaleaciones. A pesar de estos avances en el procesamiento de la forma muy cercana a las medidas de uso, el mecanizado juega un papel vital en la fabricación de partes de superaleación. Gran parte del costo de mecanizado es alto debido al hecho de que las velocidades de corte permisibles para superaleaciones son sólo del 5 al 10% de los utilizados para el acero [28]. El estado de la superficie, en particular después del mecanizado, juega un papel importante en la respuesta a las propiedades mecánicas de superaleaciones, especialmente bajo condiciones cíclicas, algunos procesos de mecanización pueden afectar significativamente las propiedades finales de los componentes.

3.8.2.1 Definición de Maquinabilidad

La maquinabilidad se define como la facilidad o dificultad con la que puede ser maquinado un material bajo determinado conjunto de condiciones de operación tales como la velocidad de corte, velocidad de avance y profundidad de corte. También puede ser descrito como una medida de la respuesta del material a ser maquinado, con un material de la herramienta que produce vida útil aceptable de la misma y al mismo tiempo proporcionar un buen acabado superficial y aceptables características funcionales de los componentes, ver Figura 3.36 [43].

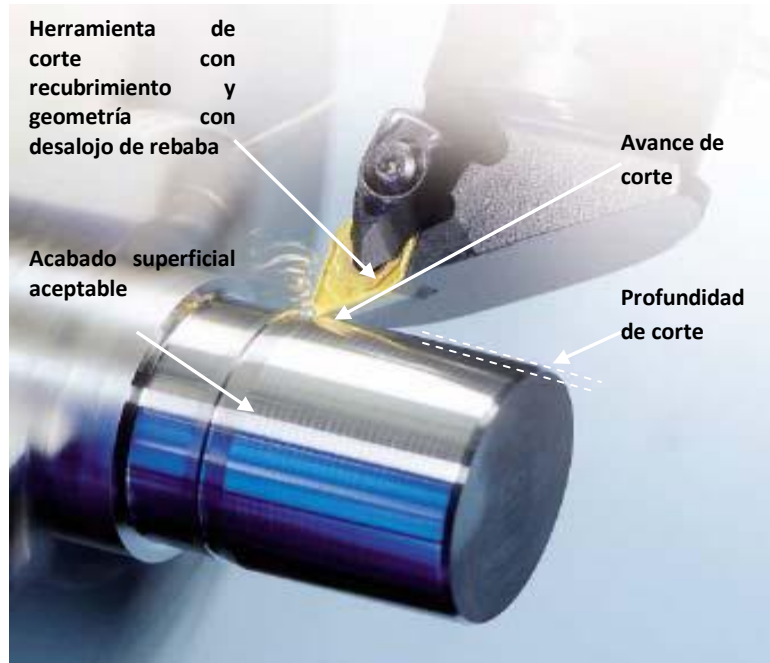


Figura 3.36. Maquinado mostrando ciertas condiciones de corte.

El índice de Maquinabilidad depende de la vida de la herramienta, el acabado superficial y la energía consumida durante la operación de mecanizado. Las fuerzas componentes y la forma de la rebaba también ofrecen una buena evaluación de la maquinabilidad de materiales. La maquinabilidad de un material es principalmente evaluada por la medición de la vida de la herramienta, el acabado superficial y las fuerzas componentes generadas durante una operación de corte [43].

3.8.2.2. Panorama de Maquinabilidad de las superaleaciones

Las superaleaciones generalmente se clasifican como de pobre maquinabilidad. El acero inoxidable, por lo general se mecaniza más fácilmente que las superaleaciones base níquel y base-cobalto, bajo condiciones similares incluso de tratamiento térmico. Sin embargo, se hacen presentes por los problemas de rompe-virutas, que a menudo requieren geometrías de herramienta especial [28].

Desafortunadamente, la mayoría de los medios convencionales para la mejora de la maquinabilidad no son efectivos en superaleaciones. La modificación de la aleación y el tratamiento térmico generalmente no son eficaces, son perjudiciales para las propiedades mecánicas deseadas. Después de la introducción de

métodos de mecanización no convencionales, se descubrió que muchos de los métodos tradicionales de eliminación de metal crean tensiones residuales en las superficies de las piezas mecanizadas. El tipo de mecanizado, la velocidad y los costos deben balancearse contra las ventajas y/o desventajas de propiedades generales de un proceso determinado.

En las últimas décadas se han realizado numerosas investigaciones para buscar alternativas que determinen la maquinabilidad de la superaleaciones con diferentes condiciones de maquinado con o sin refrigerante, con diferentes herramientas de corte, variando la velocidad, avances o profundidades de corte así como de diferentes materiales buscando parámetros óptimos que mejoren la productividad especialmente en el maquinado de superaleaciones algunos ejemplos se comentan en los siguientes párrafos.

Yazid, Hassan, Jaharah, estudiaron el desgaste de herramientas de carburo con recubrimiento por PVD al Tornear el acabado de piezas de Inconel 718 a Alta Velocidad de Mecanizado en tres condiciones diferentes de corte (en Seco, MQL 50 ml/h y MQL 100 ml/h), tres niveles de velocidad de corte ($V_c = 90, 120$ y 150 m / min), dos niveles de velocidad de avance ($f = 0,10$ y $0,15$ mm/vuelta) y dos niveles de profundidad de corte ($d = 0,30$ y $0,50$ mm), Los experimentos indicaron que la condición MQL se comporta mejor que en seco en términos de la vida de la herramienta, las fallas de la herramienta de forma gradual se debieron al desgaste dominante abrasivo, por adhesión y de muescas en la cara de incidencia , seguido de la fractura en el borde del flanco y el radio de la punta, el desgaste de difusión se observó en la cara de ataque [91].

Thakur, B. Ramamoorthy, L. Vijayaraghavan, investigaron el efecto de los parámetros de corte a alta velocidad en seco en el calidad de la superficie de piezas de Inconel 718 con respecto a la presión de corte específico, alteración microestructural y microdureza, Determinaron que la Presión de corte específica puede ser utilizado como el parámetro de proceso importante para entender el estado de corte. El Análisis microestructural y micro dureza mostró que la cinética del flujo plástico de la matriz de Inconel 718 es altamente dependiente de las condiciones de corte. El análisis microestructural de las superficies mecanizadas y la rebaba indica cambios de fase metalúrgicos como un resultado bajo condiciones de corte en seco [92].

Benghersallah, Boulanouar, Lecozy, y Dudzinski realizaron estudios de **Fresado de alta velocidad en seco de Inconel 718** probando el rendimiento de los insertos de corte con recubrimientos basados en (TiN, TiCN, TiAlN, AlTiN). La determinación del sistema de fresado que consume menos energía. El estudio de

los modos de desgaste y la morfología durante el mecanizado [93]. Determinaron que los insertos de corte llevan un desgaste progresivo en la cara de incidencia que se caracteriza por una muesca de la parte en contacto así como severo astillamiento en la cara de ataque, también observaron que la herramienta C2 con recubrimiento fue la más eficiente [93].

3.8.2.3 Maquinabilidad relativa.

La maquinabilidad relativa de varias superaleaciones, aceros inoxidable, metales refractarios y aceros aleados se compara en la Figura. 3.37 en términos de velocidad de corte en el fresado frontal. Para los aceros aleados y la mayoría de los otros metales, se emplearon fresas con plaquitas de carburo. Para las superaleaciones base níquel, las velocidades que se muestran se basan en fresas con insertos de acero de alta velocidad. En estudios realizados las velocidades más lentas, 6 m/min, fueron requeridas para tres superaleaciones base níquel (Rene 41, U-500, y U-700), a pesar de que la dureza de dos de estas era ligeramente más alta (y de una aleación, menor) que la del acero 4340 (340 HB, en esta comparación), que se logro fresar a velocidad más alta como se muestra, 160 m/min.

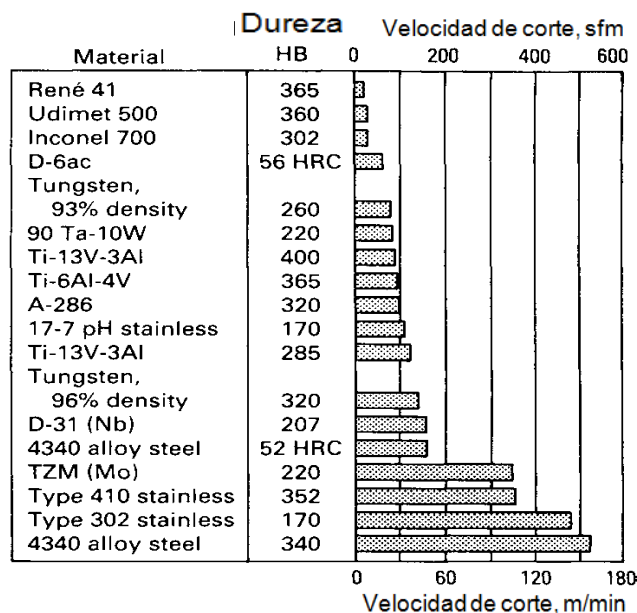


Figura 3.37. Las velocidades típicas para el fresado de caras de superaleaciones seleccionadas frente a algunos aceros, titanio y aleaciones de metales refractarios.

Además de las grandes variaciones en maquinado entre diferentes aleaciones, la misma aleación diferirá en su respuesta a diferentes operaciones de maquinado. Esto se ilustra por la Tabla 3.1.

Tabla 3.1. Comparación de las características de mecanizado de 3 **superaleaciones**: Inconel **X-750** (15 HRC) base de níquel, Haynes **25** (24 HRC) base de cobalto y con A-286 (35 HRC) base hierro-níquel- (con relación al acero 4130 a 15 HRC como 100%)

OPERACIÓN	Tasa de eliminación de metal con relación al acero 4130 como 100 %		
	X-750	HS-25	A-286
Fresado frontal	4.5	2.6	8.5
Acabado	11.4	10.2	25.0
Fresado lateral	11.6	9.6	11.5
Torneado	15.2	23.2	15.6
Roscado, 32–300 mm	83.0	96.0	47.0
Perforado, 6 mm	10.6	12.0	3.6
Perforado, 13 mm	9.3	9.4	7.1
Rimado, 6 mm	7.2	15.7	20.9
Rimado, 13 mm	10.0	16.7	22.4
Roscado escalonado, 6–710 mm	18.9	7.4	15.2
Roscado escalonado, 13–500 mm	13.9	14.1	14.2
Promedio de todas las operaciones	18.2	19.7	18.3

En la Tabla 3.1 aunque las puntuaciones medias de maquinabilidad de las tres aleaciones son similares, se producen diferencias marcadas para varios procesos por ejemplo, el roscado, escariado, fresado final y el taladrado de 6,4 mm de diámetro [43].

La pobre maquinabilidad de las aleaciones de motores aeroespaciales, en particular aleaciones de níquel y titanio, se deben a sus características inherentes, que incluyen lo siguiente [43]:

(I) Alta dureza en caliente y la fuerza que causa la deformación de la herramienta de corte durante el mecanizado.

(II) Alta resistencia al corte dinámico durante el proceso de corte, dando como resultado la localización de esfuerzo cortante y abrasión en los bordes del tipo diente de sierra que produce muescas en las herramientas de corte cuando se maquinan las aleaciones de titanio.

(III) La matriz austenítica de aleaciones base níquel causa endurecimiento rápido durante el mecanizado. Esta es una de las causas principales de desgaste severo en la profundidad de la línea de corte.

(IV) La presencia de carburos duros abrasivos (p.e. MC, $M_{23}C_6$) en la microestructura de las aleaciones de níquel, alienta la abrasión que relaciona falla de herramientas.

(V) La baja difusión térmica, lo que lleva a la localización de temperaturas de corte ($> 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$) provocando un alto gradiente de temperatura de la herramienta.

(VI) Soldadura de la pieza de trabajo en el filo de la herramienta de corte que forma el borde inestable, deteriora muchas las superficies, tanto como empeora la integridad de los componentes.

(VII) Las aleaciones de Titanio reaccionan con la mayoría de los materiales de las herramientas a las elevadas condiciones de temperatura que resulta en desgaste rápido de la herramienta [43].

3.8.3 Métodos de mecanizado

Métodos de mecanizado más comunes

- Torneado
- Rectificado
- Fresado
- Brochado

Otros procesos son cepillado, perforación, mecanizado de roscas, perforado, tallado de engranajes. Los procesos de fabricación por desprendimiento de rebaba convencionales proporcionan tasas de eliminación de metal mucho más altas que los procesos tales como el mecanizado electroquímico (ECM).

3.8.3.1 Torneado

Debido a que las superaleaciones conservan la mayor parte de su resistencia a temperaturas de corte, se genera más calor en la zona de cizalla, y un mayor desgaste de la herramienta se produce para una velocidad de corte dado, con la mayoría de los otros metales. Por otra parte, debido a que el corte de superaleaciones requiere una fuerza más grande (en operaciones de torneado aproximadamente el doble de la fuerza para el corte de acero al medio carbono),

la geometría de la herramienta, la fuerza de la herramienta y/o rigidez del portaherramientas también son preocupaciones importantes [28].

Las herramientas de carburo son usualmente utilizadas en el torneado de aleaciones resistentes al calor, aunque las herramientas de cerámica, carburo revestidos, nitruro de boro cúbico y HSS también se utilizan. Los insertos estándar de metal duro con ataques positivos o negativos son adecuados para el desbaste y acabado de superaleaciones. Las herramientas de acero de alta velocidad rara vez se utilizan en la transformación de superaleaciones, excepto para cortes interrumpidos. En este tipo de aplicaciones, las herramientas de HSS son más prácticas que las herramientas de carburo debido a su mayor resistencia a los golpes.

La aplicación cuidadosa de las herramientas de cerámica puede mejorar la productividad al permitir mayores velocidades de corte en el torneado de superaleaciones. Las velocidades por lo general oscilan desde 500 hasta 150 a 200 m/min, con alimentación de alrededor de 80% las herramientas de carburo. Los carburos recubiertos producen pequeños aumentos en la tasa de remoción de metal al cortar aleaciones base hierro [28].

Las herramientas recubiertas de carburo aún no han demostrado su eficacia al incrementar significativamente las tasas de remoción de metal de superaleaciones base níquel completamente envejecidas. La limitación es la habilidad de los sustratos para resistir la deformación a temperaturas de corte sustancialmente más altas.

Los dispositivos porta herramientas y otros accesorios importantes se deben considerar igual en el diseño de la herramienta cuando se están torneando superaleaciones. Hasta cinco veces la diferencia en la vida de la herramienta podría resultar por las variaciones en el posicionamiento de la herramienta.

3.8.3.2. Rectificado

El rectificado se caracteriza por velocidades muy elevadas de la superficie, grandes fuerzas y tamaño muy pequeño de la rebaba, aproximadamente el 1% del espesor involucrado en el torneado fino. La energía por unidad de volumen de metal eliminado es alta, alrededor de 30 veces mayor que para el torneado. En consecuencia, el material de corte debe ser muy duro, refractario y no reactivo. Cada vez más con superaleaciones, el rectificado se ha convertido en una técnica de conformado, así como una operación de acabado. El Al_2O_3 abrasivo, por lo general vítreo en lugar de resina sintética, es el abrasivo más utilizado en superaleaciones de rectificado [4-3].

El desgaste de la rueda se mide por una relación de rectificado (G), que es, el volumen de metal retirado de la pieza de trabajo para el volumen de la muela abrasiva, que se desgasta durante el proceso. En el rectificado de superaleaciones, el índice G varía de 2 a 70, mientras que en el pulido de acero, el índice G está comprendida entre 60 a 200. Los índices aproximados de G para IN-100, HS-25, Waspaloy, IN-718, y Rene '41 son 4, 6, 10, 11 y 18, respectivamente.

Las condiciones de rectificado rugoso no deben producir grietas de rectificado. Las superaleaciones forjadas generalmente deben ser manejadas de una manera especial para prevenir este fenómeno, pero para aleaciones de alta resistencia, fundiciones a base de níquel y base cobalto son susceptibles a grietas [28].

3.8.3.3 Brochado

Aunque el brochado es una de las operaciones de mecanizado más difíciles, se utiliza ampliamente en superaleaciones, ya que a menudo es el único método práctico de mecanizado de contornos complejos de cuchillas, discos (Ruedas) y los componentes relacionados a las Turbinas de gas. El éxito del brochado en superaleaciones requiere una cuidadosa consideración del diseño, el material y la técnica. Los siguientes puntos son importantes [28]:

- El diseño de la brocha que provea amplia holgura de las virutas.
- Buena rigidez de la máquina y el trabajo combinado con la potencia adecuada.
- Evitar el roce del filo contra la pieza de trabajo.
- Selección cuidadosa de aceite de corte.

El ángulo de la cara (de enganche), el ángulo del respaldo, y la forma de garganta son importantes para abordar el diseño de la brocha debido al comportamiento de las superaleaciones en el corte y formación de viruta. El uso de insertos reemplazables cortos de la brocha, pueden proporcionar ahorros de costos, como un mejor control del acabado superficial y precisión. El paso de los dientes debe ser aproximadamente 25 % más que la del brochado de carbono-plano y aceros de baja aleación con el fin de proporcionar el claro necesario para la rebaba más grande [28].

Modificaciones de Herramientas Para Brochado. En la producción de los componentes de Turbinas de gas, un cambio en el metal de trabajo a veces es necesario, un cambio de este tipo puede requerir modificaciones en el diseño de la

brocha. Por ejemplo, los cambios de mecanizado necesarios en un diseño para acomodar el reemplazo de una superaleación base hierro-níquel la A-286, por una de base níquel Rene 41. Se vuelve a diseñar la brocha aumentando longitud de paso y la anchura permitiendo el brochado de 71/2 veces el número de ranuras de árbol (brochado interno) en discos de turbina de Rene 41 para una turbina de gas con el diseño convencional.

El diseño de la brocha convencional original había sido utilizado con éxito razonable en partes similares de A-286. Sin embargo, cuando se intentó en discos de Rene 41 usando las mismas condiciones de funcionamiento como para el A-286, sólo ocho ranuras se podrían obtener para volver a afilar ver figura 3.38.

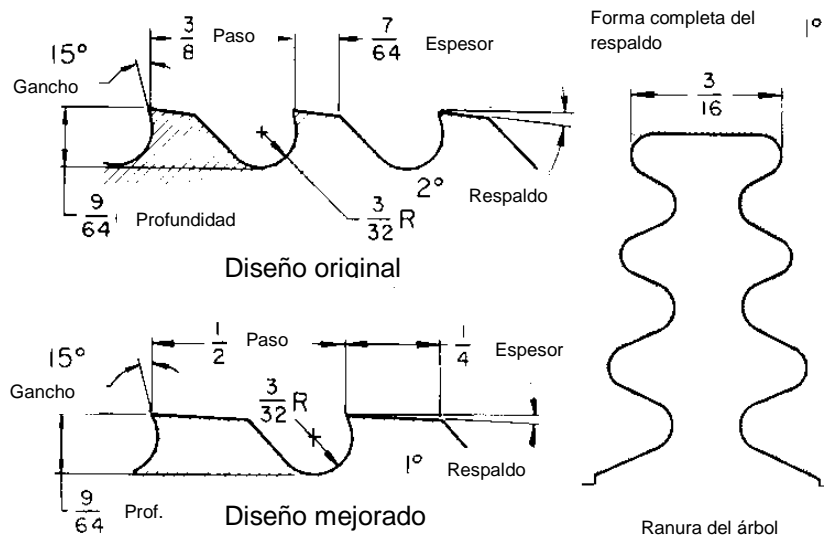


Figura 3.38. Diseño de la herramienta original (parte superior izquierda) para la superaleación base hierro-níquel A-286 y diseño de herramienta mejorada (parte inferior izquierda) para brochar Rene 41 la misma ranura (derecha) en una turbina de gas [28].

El acero de alta velocidad se utiliza por lo general para brochado de superaleaciones. Los grados de HSS, tales como T4, T5, T6 y más altamente aleados son generalmente superiores en términos de abordar el desgaste y la vida. Aunque los resultados aceptables se pueden obtener con una brocha M2 para algunas aplicaciones que implican aleaciones resistentes al calor a base de hierro (tales como A-286), brocas M3 (clase 2) están cerca del mínimo contenido de aleación (sólo ligeramente más alto que la de grados de propósito general) generalmente se considera adecuado para brochado de aleaciones resistentes al calor.

La selección de brochas sólidas frente a los que tienen bordes de corte insertados depende del tamaño, del diseño del escariador, así como del precio. El costo es usualmente el factor decisivo. En muchas aplicaciones (en particular cuando se utilizan grandes brochas), el costo se puede reducir mediante el uso de insertos de HSS en un cuerpo de acero de aleación [28].

3.8.3.4 Fresado

La fresadora vertical generalmente es preferida para el fresado convencional, si existe equipo adecuado disponible. La fresadora vertical requiere lo último en la rigidez y una máquina equipada con un eliminador de reacción. Sin embargo, los cortes de más profundidad de 1,5 mm rara vez se intentó en el fresado de superaleaciones, ya que es prácticamente imposible obtener la rigidez necesaria [28].

Para el fresado de superaleaciones, dos principios de diseño de corte deben ser objeto de especial consideración. En primer lugar, la resistencia del diente debe ser mayor que la requerida para el fresado de acero o hierro fundido, y el segundo, el ángulo de alivio debe ser lo suficientemente grande como para evitar la acción de roce y por consiguiente el endurecimiento por el trabajo de la aleación que está siendo cortada. Independientemente del material de corte, las cuchillas insertadas se utilizan en casi todos, pero los cortadores más pequeños, ya que incluso en las condiciones de mecanizado más favorables, la vida de los filos de corte es corta. Los métodos mecánicos se prefieren para asegurar las cuchillas en el cuerpo de la fresa debido a la sustitución de las cuchillas astilladas o rotas es más fácil. La vida útil del cortador a veces se puede aumentar en gran medida por pequeños cambios de diseño.

Material para cortadores de fresado. Debido a la acción de corte interrumpida, los HSS se utilizan para cortadores en la mayoría de las aplicaciones para el fresado de superaleaciones. Sin embargo, el carburo con frecuencia es más económico que los HSS en el fresado de las aleaciones más difíciles de mecanizar, como Rene 41 y MA-6000. Pequeñas fresas para acabado de carburos sólidos se han utilizado con éxito en algunas aplicaciones. Los grados de aleación de HSS más altos generalmente superan a los grados de propósito general, pero hay menos diferencia en el desempeño entre los dos grados de cortadores para fresado que en otras herramientas utilizadas para mecanizado de superaleaciones.

3.8.4 Materiales de herramientas de corte que se utilizan para maquinado de aleaciones de aeromotor

Los materiales para herramientas de corte comúnmente utilizados para superaleaciones son aceros de alta velocidad (HSS), carburos, carburos recubiertos, nitruro de boro y cerámicos. Las herramientas de carburo son las más comunes. Para superaleaciones, las herramientas de acero al cobalto de alta velocidad se recomiendan para el fresado, taladrado, roscado y brochado. Los carburos se utilizan para el torneado, cepillado y fresado frontal. El carburo más utilizado comúnmente es el C-2 de grado (> 90% de carburo de tungsteno, equilibrio de cobalto) [28].

Algunos aceros HSS comunes y carburos sinterizados utilizados para el mecanizado de superaleaciones se enumeran en las Tablas 3.2 y 3.3.

Tabla 3.2. Algunas herramientas de corte HSS para maquinado de Superaleaciones							
Tipo	Composición						Aplicaciones
	c	w	Mo	Cr	V	Co	
M6	0.8	4	5	4	1.5	12	Corte duro y abrasivo
M30	0.8	2	8	4	1.25	5	Corte duro y abrasivo
M33	0.9	1.5	9.6	4	1.15	8	Corte duro y abrasivo
M34	0.9	2	8	4	2	8	Corte duro y abrasivo
M36	0.8	6	5	4	2	8	Corte duro y abrasivo
M41	1.1	6.75	3.75	4.25	2	5	Corte duro y abrasivo
M42	1.1	1.5	9.5	3.75	1.15	8	Corte duro y abrasivo
M43	1.2	2.75	8	3.75	1.6	8.25	Corte duro y abrasivo
M44	1.15	5.25	6.25	4.25	2.25	12	Corte duro y abrasivo
M46	1.25	2	8.25	4	3.2	8.25	Corte duro y abrasivo
M47	1.1	1.5	9.5	3.75	1.25	5	Corte duro y abrasivo
T4	0.75	18		4	1	5	Corte duro
T5	0.8	18		4	2	8	Corte duro y abrasivo
T6	0.8	20		4.5	1.5	12	Corte duro y pesado
T8	0.75	14		4	2	5	Propósito general, pesado
T15	1.5	12		4	5	5	Extremo abrasivo

Tabla 3.3. Carburos sinterizados para maquinado de superaleaciones					
Grado	Composicion %			Resistencia la ruptura transversal	
	WC	TiC	Co	MPa	Ksi
C-1	94	-----	6	2186	317
C-2	91	-----	9	1896	275
C-3	95.5	-----	4.5	1379	200
C-4	97	-----	3	1207	175
C-6	82	8	10	1482	215
C-7	80	12	8	1207	175
C-8	84	10	6	1427	207
C-50(a)	84	8	8.5	-----	-----

(a) También contiene 11.5% de TaC

Las características más pobres de mecanizado se exhiben por materiales tales como EN-100, una fundición policristalina de alta resistencia (PC) es ahora superaleación base níquel para superficie aerodinámica, sin embargo se utiliza en gran medida como un producto forjado P/M. En forma de fundición, esta aleación limita la vida típica de la herramienta para sólo 12 min a velocidad de corte reducida de 9,2 m/min. Las versiones de metalurgia de polvos de una aleación deben producir una mejor vida de la herramienta, porque el contenido de carbono se reduce en una aleación forjada procesada por polvos sobre la misma aleación en la versión fundida.

Vida útil de la herramienta. En el mecanizado de superaleaciones, las causas más comunes de falla de la herramienta son: excesivo desgaste del flanco, excesiva formación de ranuras en los bordes de las virutas y la imposibilidad de cumplir los requisitos de acabado superficial y precisión. Otros factores que contribuyen, incluyen la excesiva profundidad de cráter y la destrucción del borde por fractura, flujo plástico, o fusión. La velocidad superficial es el factor más importante para determinar la vida de la herramienta. En contraste con otros materiales de la pieza de trabajo, el avance y la profundidad de corte son también importantes para la vida de la herramienta en el mecanizado de superaleaciones.

Los métodos en la tecnología de herramienta de corte han llevado al desarrollo de avanzadas herramientas de corte con la estabilidad de lubricante, alta estabilidad térmica y química para mejorar la maquinabilidad de superaleaciones aeroespaciales. Estas herramientas incluyen las recubiertas con carburos cementado, las herramientas de cerámica y el nitruro de boro cúbico (CBN) [43].

La pobre maquinabilidad de aleaciones de aeromotor es el tema de materiales para herramientas de corte para esfuerzos extremos de tensión térmica

y mecánica, el borde de corte, a menudo conduce a la deformación plástica y acelerado desgaste de la herramienta. Los modos típicos de falla observados cuando se maquinan aleaciones de aeromotor son: muescas en la nariz y/o la profundidad de la línea de corte, desgaste de flanco, el desgaste tipo cráter, astillado y fallas catastróficas de la herramienta. Las Herramientas de corte utilizadas para mecanizado de aleaciones de aeromotor deben poseer adecuada dureza en caliente que permita hacer frente a elevadas temperaturas generadas en condiciones de alta velocidad. En estas condiciones, la mayoría de los materiales para herramientas en general, pierden su dureza que resulta en el debilitamiento de la resistencia y la consiguiente aceleración del desgaste de la herramienta, [43].

La Tabla 3.4 muestra los puntos de reblandecimiento de los materiales para herramientas disponibles en el mercado, mientras que la Figura 3.39 ilustra la variación de la dureza de la herramienta con la temperatura [61]. El mecanizado de alta velocidad de aleaciones de aeromotor se realiza generalmente con herramientas de carburo recubiertas, de cerámica y CBN/PCBN, mientras que las herramientas sin recubrimiento de carburo trabajan en condiciones de baja velocidad de mecanizado.

Tabla 3.4. Puntos de debilitamiento de herramientas de corte	
Material de la herramienta	Temperatura del punto de debilitamiento °C
Acero de alta velocidad HSS	600
Carburo de Tungsteno WC	1100
Trióxido de alúmina Al_2O_3	1400
Nitruro de boro cubico CBN	1500
Diamante	1500

Dado que el desarrollo de las superaleaciones y los procesos son propiedad de la compañía que las diseña y fabrica, las características actuales de mecanizado para una aleación comercial ampliamente disponibles, como EN-100 podían depender de las especificaciones relevantes de la compañía. Algunas especificaciones de la compañía pueden mostrar mayores diferencias de una aleación en contenido de carbono de versiones forjadas a fundidas que de otras.

Así con lo explicado anteriormente vemos que el mecanizado de superaleaciones es tan difícil que debe llevarse a cabo un cuidadoso estudio de cualquier aleación para desarrollar un conjunto de parámetros de mecanizado, que produzca una vida útil razonable, así como un análisis económico que cubra velocidades, avances, materiales de herramientas y costos de reacondicionamiento herramientas de corte [28].

3.8.5 Formación de la rebaba durante el maquinado

El periodo de tiempo entre 1940 y 1960 es considerado como la edad de oro de investigación del mecanizado cuando los inicios de la mecánica de corte básica y formación de la rebaba fueron desarrollados. Actualmente, la investigación de maquinado ha aumentado de nuevo dado el avance emergente de las herramientas de corte y materiales de piezas de trabajo como también los altamente rígidos, centros de maquinado controlados por control numérico computarizado [85].

En general, para la descripción de maquinabilidad los cuatro principales criterios de evaluación son: Fuerzas de corte, la calidad de la superficie, vida de la herramienta y la **forma de la rebaba**. Otros criterios como coeficiente de fricción de corte, las temperaturas, la formación de la capa, las propiedades de la zona del borde o formación de reconstrucción del borde tienen que tomarse en cuenta. Sin embargo, estos criterios están estrechamente relacionados con los cuatro principales criterios de evaluación y por lo tanto no deben considerarse como medidas de maquinabilidad separadas [86].

El modelo simplificado aplicado para entender el proceso de corte y generación de la rebaba se muestra en la Figura 3.39 el cual se le conoce como modelo Merchant desarrollado en la década de 1940, es suficiente para el propósito; se le llama de corte ortogonal porque es bidimensional y las fuerzas involucradas son perpendiculares una a la otra, La herramienta de corte tiene un ángulo de ataque γ (positivo como se ve en la figura) y un ángulo de alivio o de holgura α [77].

El examen microscópico de las rebabas obtenidas en las operaciones reales de maquinado ha demostrado que se producen por cizallamiento (ver Figura 3.40), de modo similar al movimiento de un paquete de naipes deslizando uno sobre el otro. El cizallamiento ocurre a lo largo de la zona de cizallamiento Z_1 (por lo general un plano bien definido al que se le conoce como plano de cizallamiento o cortante) en un ángulo ϕ (llamado ángulo de cizallamiento o del plano cortante). Debajo de este plano la pieza de trabajo permanece sin deformación; encima de

él, la rebaba recién formada se mueve hacia arriba sobre la cara de ataque de la herramienta.

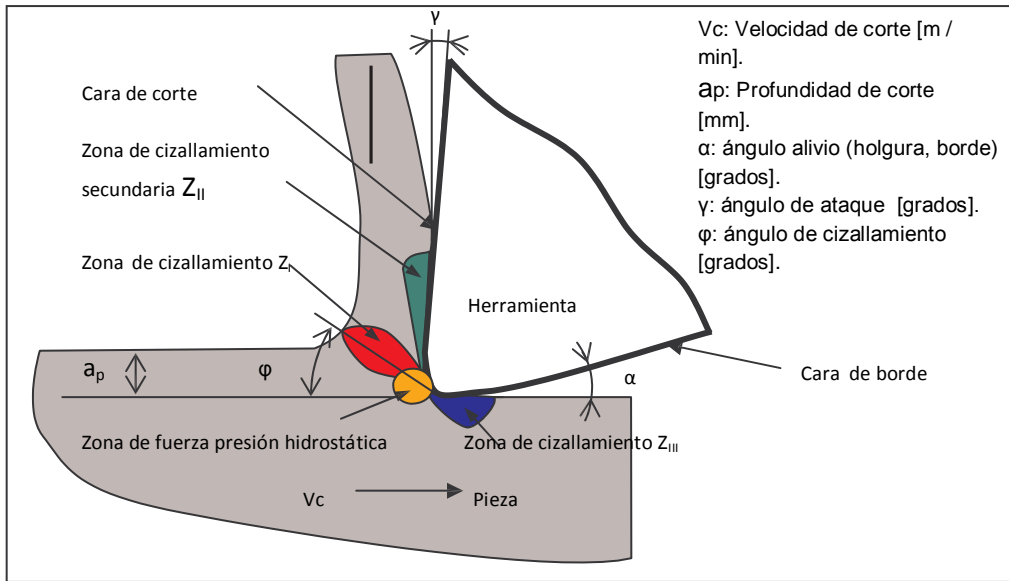


Figura 3.39. Zonas de deformación en la formación de rebaba del proceso de corte bidimensional llamado corte ortogonal [87].

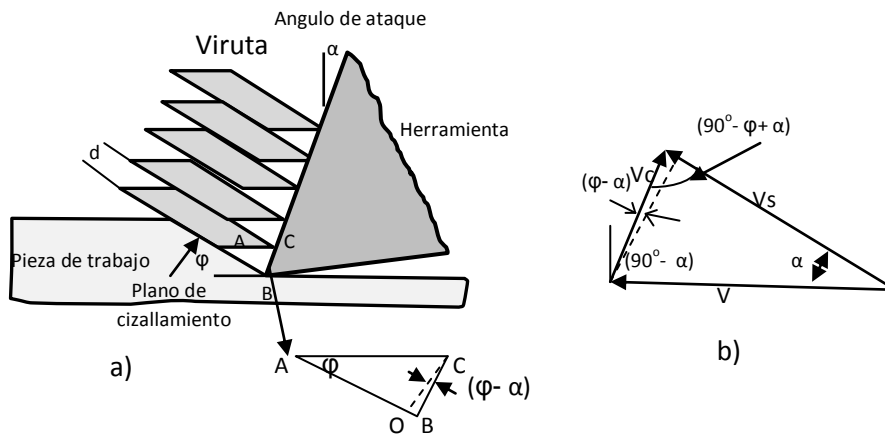


Figura 3.40. (a) Esquema del mecanismo básico de formación de rebaba por cizallamiento, (b) Diagrama de velocidades que muestra las relaciones angulares entre las tres velocidades en la zona de corte [87].

3.9 Aleaciones base níquel 617 y 718.

Con relación a las propiedades de las superaleaciones las cuales ya se mencionaron anteriormente de manera muy general, se brindará mayor explicación a algunas de las propiedades más importantes de las aleaciones 617 y 718 en forma más detallada por tratarse de los dos materiales que se abordan en esta investigación, cabe aclarar que los datos se tomaron de uno de los fabricantes más importantes y de mayor influencia en el área de las superaleaciones a nivel mundial.

Los datos contenidos en esta publicación son para propósitos informativos únicamente. Los datos se consideran exactos y fiables, pero no se hace ninguna representación o garantía de ningún tipo (expresa o implícita) y no asume ninguna responsabilidad con respecto a la exactitud o integridad de la información aquí contenida. Aunque se cree que los datos son representativos del producto, las características reales o el rendimiento de los materiales específicos que se usen pueden variar de lo mostrado en esta publicación. Nada del contenido en este documento debe interpretarse como una garantía del material para un uso o aplicación particular [62].

3.9.1 Propiedades de la aleación 617

La aleación de INCONEL 617 (UNS N06617/W.Nr. 2.4663a) es una solución sólida, reforzada, aleación de níquel-cromo-cobalto-molibdeno con una excepcional combinación de resistencia a alta temperatura y resistencia a la oxidación. La aleación también tiene una excelente resistencia a una amplia gama de ambientes corrosivos, que se forma y se suelda fácilmente por técnicas convencionales.

La composición química limitante de Aleación Inconel 617 se enumera en la Tabla A1 del Apéndice A. El alto contenido de níquel y cromo hacen que la aleación sea resistente a una variedad de medios reductores y oxidantes. El aluminio, en conjunción con el cromo, proporciona resistencia a la oxidación a altas temperaturas. El fortalecimiento de solución sólida es impartido por el cobalto y molibdeno.

La combinación de alta resistencia y resistencia a la oxidación a temperaturas de más de 980 °C hace que la aleación de Inconel 617 sea un material atractivo para los componentes tales como conductos, cámara de combustión y líneas de transición tanto para turbinas de gas en tierra como para aviones.

Debido a su resistencia a la corrosión de alta temperatura, la aleación se utiliza para el catalizador de la red, soporte en la producción de ácido nítrico, para los cestos de tratamientos térmicos y para la reducción en los barcos en la refinación de molibdeno. La aleación Inconel 617 también ofrece propiedades atractivas para los componentes de las plantas generadoras de energía, tanto de combustibles fósiles y de energía nuclear [62].

3.9.1.1 Constantes físicas y Propiedades térmicas

El intervalo de fusión y algunas constantes físicas a temperatura ambiente se muestran en la Tabla 3.5. La baja densidad de la aleación, en comparación con las aleaciones de tungsteno que contienen la misma resistencia, es importante en aplicaciones tales como las turbinas de gas de aviones donde alta relación resistencia-peso es deseable.

Tabla 3.5. Constantes Físicas aleación 617	
Densidad lb/in ³	0.032
Mg/m ³	8.36
Rango de Fusión °F	2430-2510
°C	1332-1380
Calos específico a 78°F (26°C)	
Btu/lb-°F	0.100
J/kg-°C	419
Resistividad Eléctrica at 78°F (26°C)	
ohm-circ mil/ft	736
μΩ-m	1.22

Las propiedades térmicas de la aleación 617 a temperaturas a 1095 °C se dan en la Tabla 3.6. Los valores de conductividad térmica y calor específico se calcularon. La expansión térmica de la aleación Inconel 617 es menor que la de la mayoría de otras aleaciones austeníticas, reduciendo las tensiones de dilatación diferencial cuando la aleación se acopla con aceros al carbono o aceros de baja aleación.

Tabla 3.6. Propiedades Eléctricas y Térmicas				
Temperatura	Resistividad eléctrica	Conductividad térmica ^a	Coefficiente de Expansion	Calor Especifico
^o F	Ohm-circ mil/ft	Btu-in/ft ² -h- ^o F	10 ⁻⁶ in./in.- ^o F	Btu/lB- ^o F
78	736	94	-	0.100
200	748	101	7.0	0.104
400	757	113	7.2	0.111
600	764	125	7.4	0.117
800	770	137	7.6	0.124
1000	779	149	7.7	0.131
1200	793	161	8.0	0.137
1400	807	173	8.4	0.144
1600	803	185	8.7	0.150
1800	824	197	9.0	0.157
2000	-	209	9.2	0.163
^o C	μΩ-m	W/m- ^o C	μm/m- ^o C	J/kg- ^o C
20	1.222	13.4	-	419
100	1.245	14.7	11.6	440
200	1.258	16.3	12.6	465
300	1.268	17.7	13.1	490
400	1.278	19.3	13.6	515
500	1.290	20.9	13.9	536
600	1.308	22.5	14.0	561
700	1.332	23.9	14.8	586
800	1.342	25.5	15.4	611
900	1.338	27.1	15.8	636
1000	1.378	28.7	16.3	662

^a Calculado de la resistividad eléctrica
^b Coeficiente medio de expansión lineal entre 78 °F (26°C) y la temperatura que se muestra
^c Valor calculado

3.9.1.2 Propiedades Mecánicas

La aleación Inconel 617 tiene altas propiedades mecánicas en un amplio intervalo de temperaturas.

3.9.1.3 Propiedades de tensión

Propiedades de tensión a temperatura ambiente, típicos de las diversas formas de productos que se enumeran en la Tabla 3.7. Todos los valores son para el material en la condición de recocido por disolución. Las propiedades que se muestran para la hoja, tira, y la placa son de dirección transversal.

3.9.1.4 Resistencia a la fatiga

La resistencia a la fatiga de altos ciclos de la aleación Inconel 617 a temperatura ambiente y 870 °C se indica mediante las curvas en la Figura 3.41. Los datos proceden de las pruebas de barra de solución recocida de grano grueso, laminada en caliente de 14 mm. de diámetro [62].

Tabla 3.7. Propiedades Mecánicas típicas a temperatura ambiente de Materiales de solución recocida								
Forma del Producto	Método de Producción	Resistencia a la cedencia (0.2% Offset)		Resistencia a la Tracción		Elongación, %	Reducción de Área, %	Dureza BHN
		ksi	MPa	ksi	MPa			
Placa	Hot Rolling	46.7	322	106.5	734	62	56	172
Barra	Hot Rolling	46.1	318	111.5	769	56	50	181
Tubo	Cold Drawing	55.6	383	110.0	758		-	193
Lamina oStrip	Cold Rolling	50.9	351	109.5	755	58	-	173

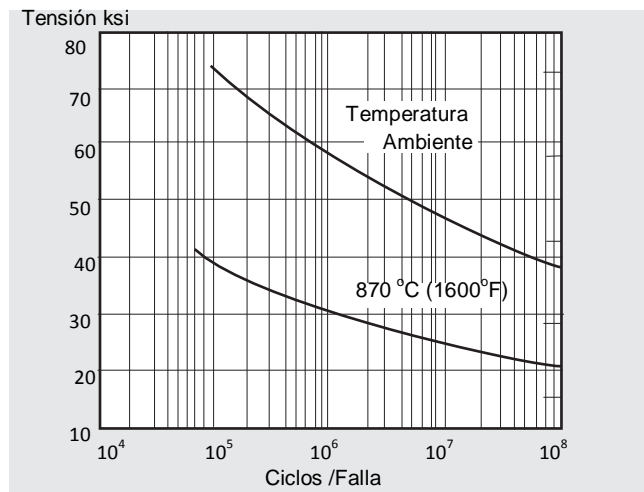


Figura 3.41. Resistencia a la fatiga de viga rotatoria de solución recocida de la aleación Inconel 617 [62].

3.9.1.5 Consideraciones LCF (Fatiga de bajo ciclo)

El desarrollo de la aleación 617 se centró en el deseo de resistencia máxima a la fluencia a temperaturas elevadas. Las temperaturas de solución recocida fueron seleccionadas para proporcionar el grano grueso necesario para mejorar la resistencia de la fluencia a alta temperatura. En los últimos años, los diseñadores de las estructuras del paso del gas caliente de la turbina se han dado cuenta de la necesidad de optimizar tanto resistencia a la fatiga de bajo ciclo (LCF), como la resistencia a la fluencia.

Los datos de las pruebas de carga axial de tensión-tensión controlada LCF se adquirieron a 593 °C y 760 °C se muestran en la Figura 3.42 y la Tabla 3.8. La mejora es significativa en el rendimiento LCF con tamaños de grano ASTM de 4 y 5. Después de muchos experimentos de procesamiento termomecánico, se desarrolló una práctica controlada que restringe el tamaño de grano 3 a 6 norma ASTM de producción de placa. Ligeras modificaciones de composición de la aleación permiten mejor control del el tamaño de grano y mejorar las propiedades de rotura por tensión. La combinación de la optimización de la composición y estricto control del procesamiento termomecánico resulta una aleación que demuestra mucho mejora, incluso a mas altas temperaturas en el rendimiento LCF con poca o ninguna pérdida de resistencia a la fluencia en comparación con el material de grano grueso ver figura 3.43 [62].

Tabla 3.8. Efecto del tamaño de grano en el esfuerzo axial de tensión-tensión de propiedades controladas LCF de la aleación 617 a 760 °C.		
Aleación 617	ASTM G. S. No. medida	Tensión-Tensión Stress Axial
		34.5-413.7 MPa (5-60 ksi) Ciclos por falla
XX0023UK	2.5	500
XX0015UK	5.0	64,391
XX0005UK	9.5	93,440

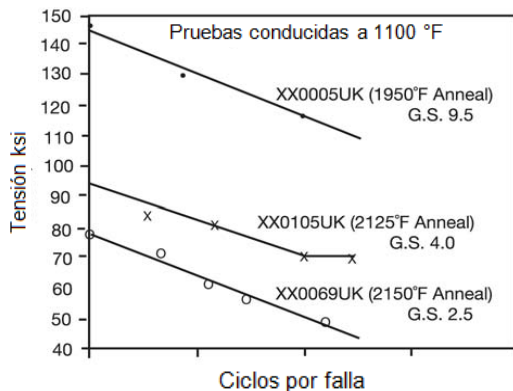


Figura 3.42. Efecto del tamaño de grano en el esfuerzo axial de tensión-tensión LCF propiedades controladas de aleación 617 (R = 0.1).

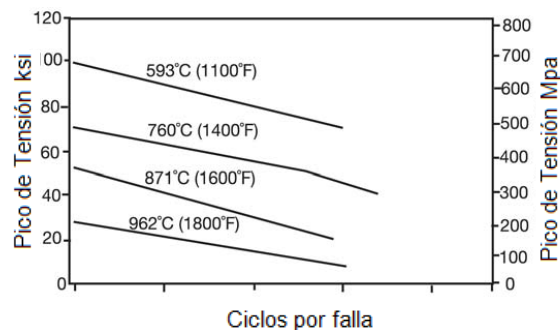


Figura 3.43. Efecto de la temperatura sobre el esfuerzo axial de tensión-tensión de la resistencia a la fatiga controlada de la aleación 617 (R = 0.1).

3.9.1.6 Estabilidad de propiedades

La aleación 617 presenta una buena estabilidad metalúrgica para una aleación de su nivel de resistencia. El fortalecimiento es atribuible a la formación de carburo y a temperaturas de exposición de 650 °C a 760 °C a la precipitación de la fase gamma prima.

3.9.1.7 Propiedades de ruptura y fluencia

La aleación Inconel 617 muestra niveles excepcionalmente altos de resistencia a la fluencia a la rotura, incluso a temperaturas de 980 °C y por encima. Esa característica combinada con una buena resistencia a atmósferas de oxidación y carburación, hace que la aleación sea especialmente adecuada para el uso a largo plazo, de alta tensión a temperaturas elevadas. La Figura 3.44 muestra la resistencia a la fluencia de la aleación 617 de solución recocida a temperaturas de 1095 °C [62].

3.9.1.8 Resistencia a la corrosión

La composición de la aleación Inconel 617 incluye cantidades sustanciales de níquel, cromo, aluminio y de un alto grado de resistencia a la oxidación y carburación a elevadas temperaturas. Estos elementos, junto con el contenido de molibdeno, también permiten a la aleación soportar muchos ambientes corrosivos húmedos.

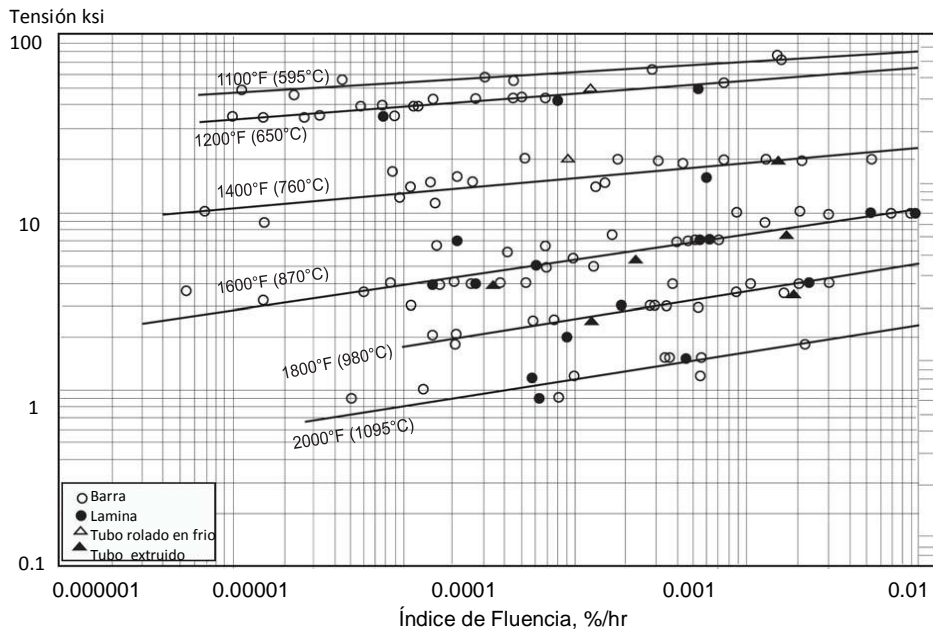


Figura 3.44. Resistencia a la fluencia de solución recocida de la aleación Inconel 617 [62].

3.9.1.9 La oxidación y carburación

La resistencia de la aleación Inconel 617 a la oxidación cíclica a 1095 °C se muestra en la Figura 3.45. Las pruebas se realizaron en muestras de tira delgada y consistieron en ciclos de exposición a la temperatura durante 15 minutos, seguidos por enfriamiento en aire en reposo durante 5 minutos. Los resultados demuestran la capacidad de la aleación para formar y retener un óxido protector de la superficie en condiciones de ciclos térmicos extremadamente severos.

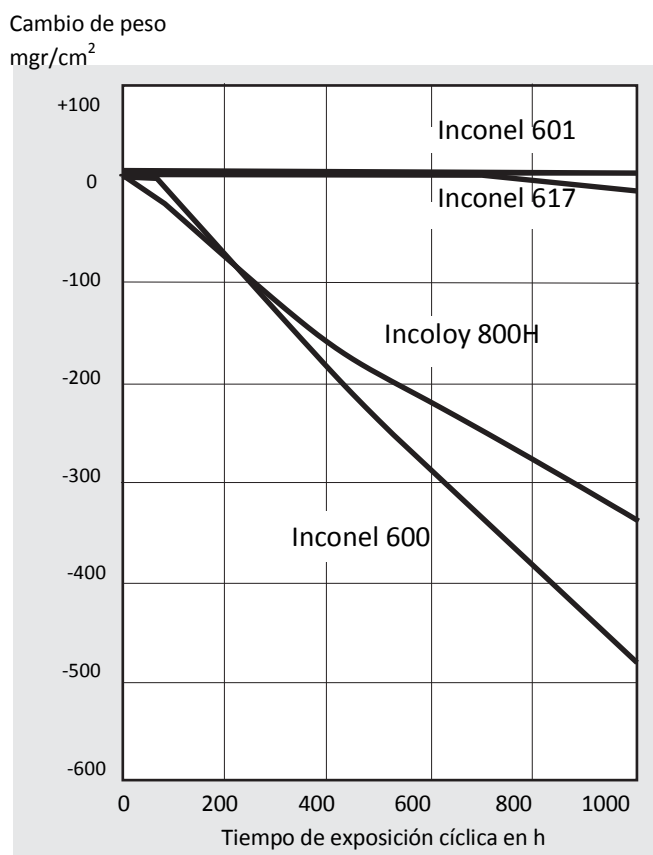


Figura 3.45. Resistencia a la oxidación cíclica a 1095 °C. Los ciclos consistieron en 15 minutos de calentamiento y 5 minutos de enfriamiento en aire.

La excelente resistencia de la aleación 617 a la oxidación resulta del contenido de los aleantes cromo y aluminio. En temperaturas elevadas, estos elementos provocan la formación de una zona fina debajo de la superficie de partículas de óxido. La zona se forma rápidamente después de la exposición a

altas temperaturas hasta que alcanza un espesor entre 0.025 y 0.05 mm. La zona de óxidos proporciona las condiciones de difusión apropiados para la formación de una capa protectora de óxido de cromo en la superficie del metal. También ayuda a prevenir el desprendimiento de la capa protectora.

La Tabla 3.9 muestra la superioridad de la aleación 617 sobre aleaciones de resistencia en una prueba de gas-carburación a 980 °C.

Tabla 3.9. Resultados de Pruebas de 100 h de carburación en hidrógeno/2% de metano a 980 °C.	
Aleación 617	35
Aleación 263	82
Aleación 188	86
Aleación L-605	138

Corrosión acuosa.-Mientras que la aleación 617 presenta una excelente resistencia a la corrosión acuosa por muchos medios, la aleación normalmente sólo se utiliza a altas temperaturas.

3.9.1.10 Fabricación

La aleación Inconel 617 tiene buena fabricabilidad. El conformado, mecanizado, soldadura, se llevan a cabo mediante procedimientos estándar para las aleaciones de níquel. Técnicas y equipos para algunas operaciones pueden ser influenciados por la resistencia de la aleación y la velocidad de endurecimiento por deformación.

Formado en caliente y en frío.-La aleación 617 tiene buena conformabilidad en caliente, pero requiere fuerzas relativamente altas debido a su resistencia inherente a temperaturas elevadas. En general, las características de formación en caliente de la aleación 617 son similares a las de la aleación Inconel 625. El rango de temperatura para el formado o forjado es de 1010 a 1205 °C. El inicio de trabajo se puede realizar a temperaturas de hasta 925 °C.

La aleación Inconel 617 es fácilmente formada en frío por procedimientos convencionales aunque su tasa de endurecimiento por deformación es alta. Para obtener los mejores resultados, la aleación debe ser conformada en frío en estado de grano fino y se debe aplicar recocido. El recocido de conformación en frío se debe hacer a 1040 °C [62].

Tratamiento térmico.-La aleación Inconel 617 se utiliza normalmente en condición de solución recocida. Esa condición proporciona una estructura de grano grueso para mejor resistencia a la rotura-fluencia. También proporciona la mejor curva de ductilidad a temperatura ambiente. La Solución recocida se lleva a cabo a una temperatura de 1175 °C durante un tiempo acorde con el tamaño de la sección. El enfriamiento debe ser por agua fría o enfriamiento rápido por aire.

Mecanizado.- Las herramientas de corte deben estar afiladas y tener ángulos de ataque positivos para minimizar el endurecimiento del material. La alimentación y la profundidad de corte deben ser suficientes para prevenir bruñido de la superficie de la pieza.

Unión y/o juntas.-La aleación Inconel 617 tiene una excelente capacidad de soldadura. El metal de aporte Inconel 617 se utiliza para soldadura por arco-gas-tungsteno y de arco-gas-metal, mientras que electrodo de soldadura Inconel 617 se utiliza para la soldadura por arco metálico. La composición del metal de aporte coincide con la del metal base y el depósito del metal de soldadura es comparable a la aleación forjada en resistencia y resistencia a la corrosión.

Consideraciones de Fabricación LCF.-Se ha demostrado que pequeñas cantidades residuales de trabajo en frío, como la que resulta de las operaciones de formación incluso leves, pueden tener un efecto pronunciado sobre la fluencia o el rendimiento de ruptura de las superaleaciones, incluyendo aleación 617. Mientras que resolución recocida a 1177 °C seguido de temple al agua sería eliminar los efectos del trabajo en frío y restaurar las propiedades de fluencia. Datos del laboratorio y de producción muestran que un recocido a esta temperatura daría lugar a engrosamiento de los granos y de ese modo reducir el rendimiento de LCF. Las temperaturas más bajas de recocido se investigaron en muestras trabajadas en frío a 10 y 20 %. Las muestras de material como solución recocida se incluyeron en dicha investigación, ya que algunas zonas de formas complejas no reciben esencialmente ningún trabajo en frío en la parte del proceso de formación. Los datos (Ver Figura 3.46) muestran que una resolución recocida de 1121 °C seguido por enfriamiento al aire es óptima para la consecución de la recristalización de la estructura de trabajado en frío, mientras que no promueve el crecimiento del grano en áreas que recibieron poco o ningún trabajo en frío. Pruebas posteriores de componentes de producción han confirmado la idoneidad de este tratamiento de resolución recocida [62].

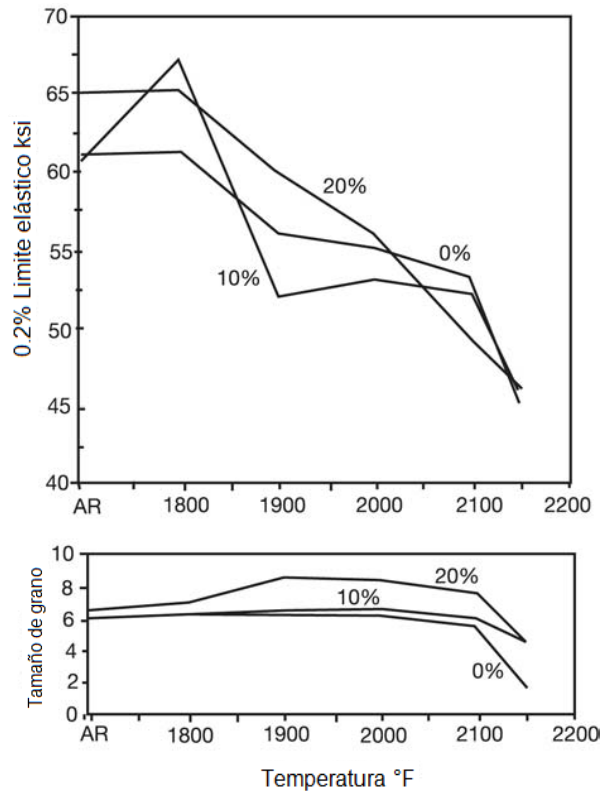


Figura 3.46. Efecto de trabajo en frío y posterior temperatura de recocido (recocido durante 1 hora y enfriado al aire) sobre el límite elástico y el tamaño de grano de la aleación 617 [62].

3.9.2 Propiedades de la aleación 718.

La aleación Inconel 718 (UNS N07718/W.Nr. 2.4668) es un material al cromo níquel de alta resistencia, resistente a la corrosión utilizado de 217 °C a 705 °C. Los límites típicos de la composición se muestran en la Tabla A1 del Apéndice A. La aleación endurecible por envejecimiento puede ser fácilmente fabricada, incluso en partes complejas. Sus características de soldadura, especialmente su resistencia al agrietamiento posterior a la soldadura, son excepcionales.

La facilidad y economía con la que la aleación de Inconel 718 se puede fabricar, combinada con una buena resistencia a la tracción, la fatiga, la fluencia y la resistencia a la ruptura, han dado lugar a su uso en una amplia gama de aplicaciones. Ejemplos de estos son los componentes para cohetes, anillos, cajas

y varias piezas de chapa formadas para motores de turbina de gas de aviación y terrestres, así como tanques criogénicos del combustible líquido. También se utiliza para elementos de fijación y las piezas de instrumentación [62].

3.9.2.1 Constantes físicas y propiedades térmicas

Algunas constantes físicas de la aleación Inconel 718 se muestran en la Tabla 3.10 datos de Módulo aparecen en las Tablas 3.11, los valores de estas tablas pueden variar ligeramente, dependiendo de la composición y la condición de la muestra analizada. Son típicos, pero no son adecuados para los propósitos específicos.

Tabla 3.10. Constantes Físicas de la Aleación 718	
Densidad lb/in ³	0.296
RECOCIDO	0.297
RECOCIDO Y ENVEJECIDO	
Rango de Fusión °F	2300-2437
°C	1260-1336
Calos específico	
a 70°F, Btu/lb °F	0.104
a 21°C, J/kg °C	435
Temperatura de Curie °F (°C)	
Material Recocido	<-320 (<-196)-
Material recocido y envejecido	170 (-112)
Permeabilidad a 200 Oersted y 70 ° F	
Material Recocido	1.0013
Material recocido y envejecido	1.0011

Tabla 3.11. Módulo de elasticidad a baja Temperatura*			
Temperatura, °F	Módulo de Elasticidad, ksi x 10 ³		Razón de Poisson'
	Módulo Young's	Módulo Torsional	
-308	31.3	12.5	0.25
-86	30.6	11.8	0.30
70	29.0	11.6	0.29
100	29.8	11.5	0.30
200	29.4	11.3	0.31
300	28.8	11.1	0.30
400	28.5	10.9	0.31
500	28.0	10.6	0.32

*Lamina rolada en frío tratamiento térmico de acuerdo con AMS 5596B

Para la mayoría de las aplicaciones de Inconel 718 se especifican como: solución recocida y endurecida por precipitación (endurecimiento por precipitación, endurecimiento por envejecimiento y tratamiento térmico de precipitación son términos sinónimos). La aleación 718 se endurece por la precipitación de fases secundarias (por ejemplo, gamma prima y gamma doble prima) en la matriz de metal. La precipitación de esas fases de níquel (aluminio, titanio, niobio) es inducida por el tratamiento térmico en el intervalo de temperatura de 593.3-815.5°C. Para esta reacción metalúrgica tomar correctamente los componentes de envejecimiento (aluminio, titanio, niobio) los cuales deben estar en solución (disueltos en la matriz); si se precipitan en forma de alguna otra fase o se combinan de alguna otra forma, no van a precipitar correctamente y toda la resistencia de la aleación no se llevara a cabo. Para realizar esta función el material debe primero ser tratado térmicamente en solución (solución de recocido es un término sinónimo).

Dos tratamientos térmicos se utilizan generalmente para la Aleación Inconel 718:

- Solución de recocido a 926-1010 °C seguido de enfriamiento rápido, por lo general en agua, más el endurecimiento por precipitación a 718 °C durante 8 horas, enfriar el horno a 621 °C, mantenerlo durante un tiempo de envejecimiento total de 18 horas, seguido por enfriamiento al aire.
- Solución de recocido a 1037-1065 °C seguido de enfriamiento rápido, por lo general en agua, más el endurecimiento por precipitación a 760 °C durante 10 horas, enfriar el horno a 648 °C, mantenerlo durante un tiempo de envejecimiento total de 20 horas, seguido por enfriamiento al aire.

Si el material a mecanizar, formado o soldado, que por lo general se compra recocido o bajo condición con alivio de tensiones. A continuación el material se fabrica en su estado más maleable. Después de la fabricación puede ser tratado térmicamente según se requiera para la aplicación específica [62].

3.9.2.2 Propiedades a alta y baja temperatura

Productos acabados en caliente.-Propiedades de las barras laminadas en caliente recocidas a 980 °C y envejecidas se muestran en la Figura 3.47.

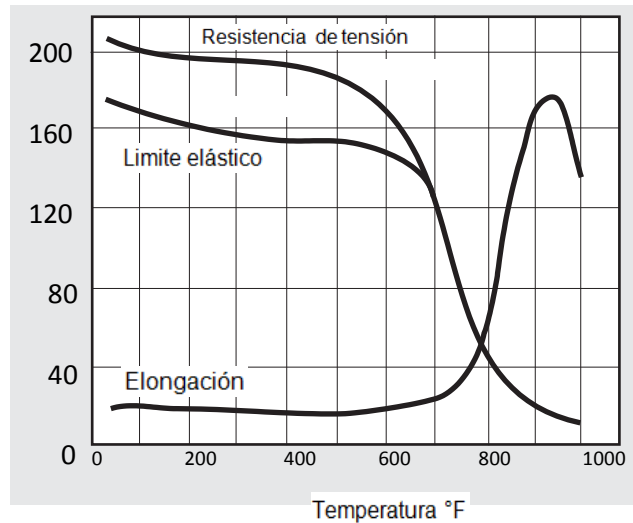


Figura 3.47. Propiedades de alta temperatura de Inconel 718 de barra de ½ pulgada de diámetro rodada en caliente, recocida (982°C /1 hora) y envejecida (718 °C /8h, FC hasta 621 °C, mantenida a 621°C por un tiempo de envejecimiento total de 18 horas) [62].

Gran aumento en la resistencia se logra mediante trabajo en frío y envejecimiento. Datos adicionales sobre resistencia a la tracción se muestran en la Figura 3.48.

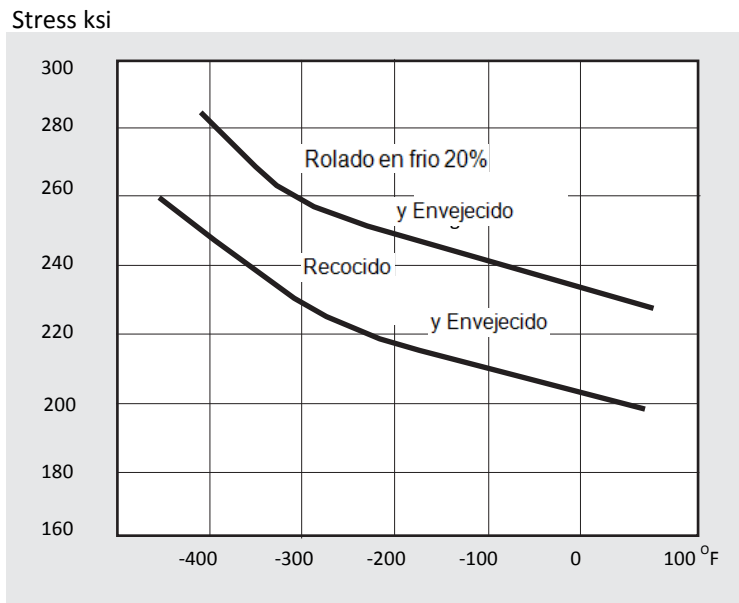


Figura 3.48. Resistencia a la tracción con entalla de 0.031 en hoja, tratada térmicamente de conformidad con AMS 5596 ($K_t = 7.2$; pruebas transversales) Inconel 718 [62].

3.9.2.3 Resistencia al impacto

La resistencia al impacto de algunos productos terminados en caliente a temperatura ambiente se muestra en comparación con sus propiedades de tracción en la Tabla 3.12.

Los datos también señalan el efecto de recocido a 954°C y envejecimiento a 718 °C/8 hr, FC a 621 °C, espera a 621 °C por un tiempo de envejecimiento total de 18 horas en comparación con recocido a 1065°C y el envejecimiento a 760 °C/10 hr, FC a 649 °C por un tiempo de envejecimiento total de 20 horas [62].

Tabla 3.12. Resistencia al impacto a temperatura ambiente de productos acabados en caliente.					
Diámetro ^a , m	Propiedades de Tensión (Orientación Longitudinal)				Charpy V-Notch Resistencia al Impacto h, m•kg
	Resistencia a la Tensión, kg/cm ²	Resistencia a la cedencia (0.2% Offset), kg/cm ²	Elongación %	Reducción of Área, %	
Tratamiento Térmico: 954°C/1 hr, A.C. + Envejecer 718°C/8 hr, F.C. to 621°C, Mantener a 621°C para un total de 18 hrs de envejecimiento					
0.01588	14624	12655	21.0	39.0	2.558
0.0254	14694	12233	20.0	24.8	1.383
0.03810	14343	11601	19.0	24.5	1.521
0.2032	14694	12901	17.0	32.0	1.797 ^b
0.3048	13780	11601	25.0	39.1	3.318 ^b
Tratamiento Térmico: 1066°C/1 hr, A.C. + Envejecer 760°C/10 hr, F.C. a 649°C, mantener a 649°C para un total de 18 hrs de envejecimiento					
0.01588	13640	11038	23.0	34.0	3.595
0.0254	13218	10687	21.0	34.0	4.562
0.03810	13429	10757	24.0	36.0	3.94
0.2032	13675	11249	22.0	34.3	4.839 ^b
0.3048	13534	11390	27.0	42.0	5.392 ^b
^a Diámetro def 0.203- y 0.305-m. forjado; otros son rolados en caliente.					
^b Promedio de 2 pruebas.					

3.9.2.4 Resistencia a la fatiga

Las propiedades de fatiga a temperatura ambiente de recocido y recocido-envejecido 954 °C, más 718 °C/8 hr, FC 621 °C mantener a 621 °C por un tiempo de envejecimiento total de 18 horas, especímenes forjados que se muestran en la Tabla 3.13.

Si la resistencia a la fatiga es de primordial importancia, la aleación Inconel 718 para piezas forjadas se puede utilizar recocido en lugar de la condición de recocido y envejecido; el envejecimiento plantea resistencia a la fatiga sólo ligeramente (menos de 281.23 kg/cm²).

El tamaño de grano es un factor importante en el logro de alta resistencia a la fatiga. Su efecto puede ser visto en la Figura 3.49. El programa de tratamiento térmico de baja temperatura (como el de AMS 5596) promoverá el grano fino requerido [62].

Tabla 3.13. Resistencia a la fatiga a temperatura ambiente Forja ^a de 0.152 – por 0.228-m.								
Condición ^b	Propiedades de Tensión				Tamaño de Grano mm.	Resistencia a la fatiga, kg/cm ²		
	Resistencia Tensión, kg/cm ²	Resistencia a la Cedencia (0.% Offset), kg/cm ²	Elongación, %	Reducción of Área, %		10 ⁶ Ciclos	10 ⁷ Ciclos	10 ⁸ Ciclos
Recocido	10054 ^c	6995.5 ^c	32 ^c	32 ^c	0.06 ^c	5202.7	4745.7	4675.4
Recocido y envejecido	13446	11917	10.5	20	0.05	5448.8	4991.8	4886.3

^aViga rotatoria ensayos de fatiga. Los valores son promedio de 2 muestras (muestras pulidas) - Centro transversal corto y medo transversal corto.
^bRecocido a 954 °C/1 hr Envejecimiento en 718 ° C / 8 h, FC a 621 ° C, mantenga a 621 ° C por un tiempo de envejecimiento total de 18 horas.
^cValores para centro transversal corto solamente.

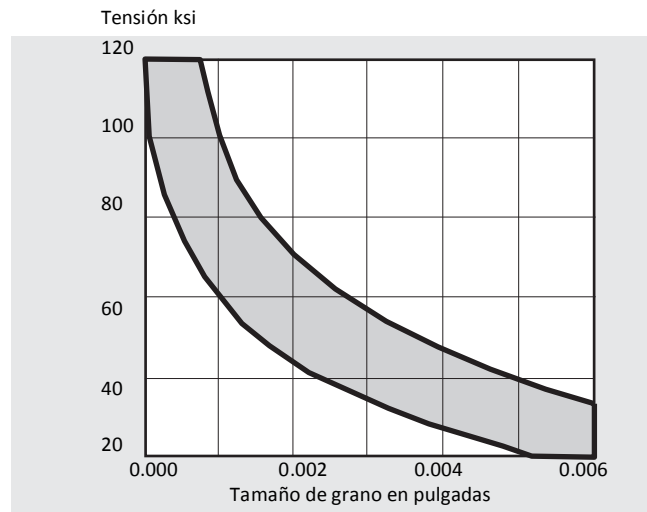


Figura 3.49. Efecto del tamaño de grano en el límite de resistencia (108 ciclos) de la placa recocida y envejecida de Inconel 718 de conformidad con AMS 5596 [62].

3.9.2.5 Propiedades de ruptura y resistencia a la fluencia

Para aplicaciones de fluencia limitados y ruptura limitada la aleación Inconel 718 es recocida a 927-1010 °C y envejecida a 718 °C/8 hr, FC a 621 °C, mantenerla durante el tiempo de envejecimiento total de 18 horas (o un tratamiento equivalente, como en AMS 5596). Las propiedades de ruptura y fluencia que aparecen en este boletín son típicas del material que recibió este tratamiento a baja temperatura.

3.9.2.6 Propiedades de soldadura

La aleación Inconel 718 se suelda fácilmente por el proceso de arco de gas de tungsteno (TIG) con Metal de Aporte Inconel 718. La composición de este metal de aporte se muestra en la Tabla 3.14.

Tabla 3.14. % Composición del material de aporte, INCONEL 718.	
Níquel mas Cobalto	50.00-55.00
Cobre	0.30 max
Manganeso	0.35 max.
Hierro	Balance
Silicio	0.08 max
Carbon	0.015 max
Sulfuro	0.65-1.15
Titanio	0.65-1.15
Aluminio	0.20-0.80
Niobio (mas Tantalio)	4.75-5.50
Cromo	17.0-21.0
Molibdeno	2.80-3.30
Fosforo	0.015 max.
Cobalto	1.00 max
Boro	0.006 max

La respuesta lenta de la aleación 718 a endurecimiento por envejecimiento permite a las partes ser soldadas y directamente endurecidas por envejecimiento sin un alivio de tensiones intermedio. Uniones eficientes muy cerradas al 100% se realizaron en diferentes pruebas; estas muestras fueron de placa que había sido recocida, a continuación soldada y envejecida, sin embargo, se obtienen mejores propiedades haciendo doble recocido después de la soldadura priorizando el envejecido.

3.9.2.7 Metalografía

La aleación Inconel 718 es un material austenítico endurecible por envejecimiento. La resistencia es dependiente en gran medida de la precipitación de una fase gamma prima durante el tratamiento térmico.

Una parte importante del esfuerzo del desarrollo con esta aleación se ocupa de establecer los tratamientos térmicos adecuados para producir propiedades óptimas.

3.9.2.8 Resistencia a la corrosión

La aleación Inconel 718 tiene una excelente resistencia a la corrosión de muchos medios. Esta resistencia, que es similar a la de otras aleaciones de níquel-cromo, está en función de su composición. El Níquel contribuye a la resistencia a la corrosión en muchos medios inorgánicos y orgánicos, otros fuertemente oxidantes, amplios rangos de compuestos ácidos y alcalinos. También es útil en combatir el agrietamiento por corrosión bajo tensión por cloruro iónico. El cromo imparte una capacidad de resistir el ataque por oxidación de los medios y compuestos de azufre. El molibdeno se sabe que contribuye a la resistencia a la picadura en muchos medios [62].

3.9.2.9 Mecanizado

Aunque se trató el tema de maquinabilidad en general la aleación Inconel 718 puede ser mecanizada, pero sus características de endurecimiento por deformación de alta resistencia deben ser consideradas en la selección y uso de materiales apropiados, diseño de herramientas, velocidades de funcionamiento y refrigerantes.

Al mecanizar la aleación en estado endurecido por envejecimiento tendrá un poco mejor acabado, la acción del rompevirutas de las herramientas dará mejor resultados. El uso de material recocido, sin embargo, proporciona más fácil mecanizado y vida de la herramienta [62].

3.9.2.10 Recocido y endurecimiento por envejecimiento

Para la mayoría de aplicaciones, la aleación de Inconel 718 recibe uno de los siguientes tratamientos: Recocido a 927-1010 °C, A.C. y el envejecimiento de 718 °C/8 hr, FC a 621 °C, mantenerlo por un tiempo de envejecimiento total de 18 horas o recocer a 1038-1066 °C, A.C. y envejecerlo de 760-649 °C/10 hr, mantenga a 649 °C por un tiempo de envejecimiento total de 20 horas.

La tasa de enfriamiento del horno durante el envejecimiento no es crítica, pero se especifica algunas veces una tasa de 38 °C/hr. Deben observarse tiempos totales recomendados.

La respuesta del envejecimiento del niobio-titanio-aluminio-endurecido de la aleación Inconel 718 es bastante lento en comparación con aleaciones endurecidas de aluminio-titanio. Por lo tanto en la mayoría de los tamaños, la aleación puede ser calentada y enfriada a través de la gama de temperaturas de envejecimiento a velocidades normales aunque manteniendo la suavidad y la ductilidad [62].

Es importante mencionar que para cualquier tipo de material que va a ser procesado ya sea maquinado, forjado, troquelado, tratado térmicamente, etcétera, es necesario tener muy claro la dureza de los materiales, que por definición es la resistencia de un material a la penetración de su superficie, y ésta se encuentra íntimamente relacionada con la resistencia como se ve en la Figura 3.50 como ejemplo para algunos metales.

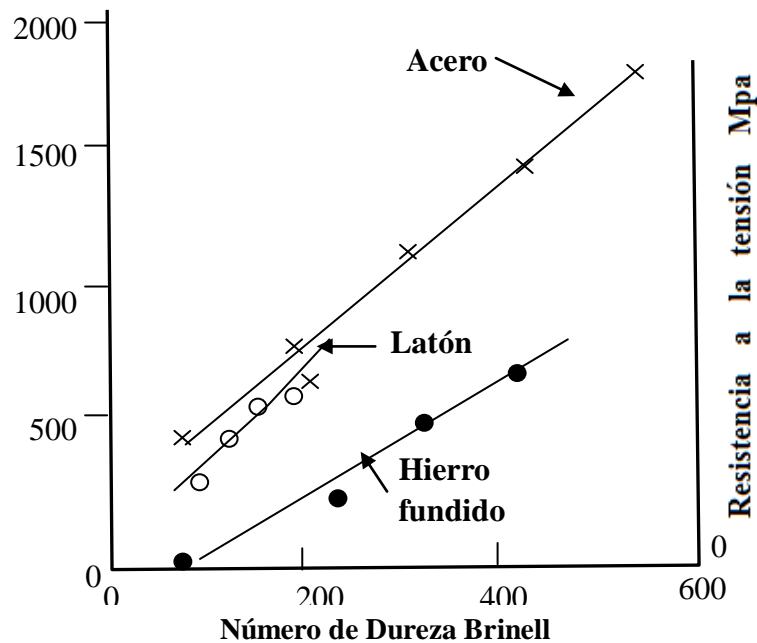


Figura 3.50. Dureza versus resistencia de diferentes materiales [80].

3.10 Medición de Temperatura y Acabado superficial

3.10.1 Medición de la temperatura durante el maquinado

En el proceso de corte de viruta es muy importante el control y medición de la variables, principalmente la temperatura de corte (TC), en la actualidad existen métodos muy avanzados en los que no se requiere el contacto directo con el proceso como lo es la **Termografía** que es la medición de temperatura con una cámara termográfica, la cual es un método de medición pasivo, sin contacto. La imagen termográfica muestra la distribución de temperatura en la superficie de un objeto, por lo que una cámara termográfica no se debe usar para “mirar” en el interior o a través de los objetos.

Teoría de la termografía. Cualquier objeto cuya temperatura sea superior al cero absoluto, (0 Kelvin = -273.15 °C) emite radiación infrarroja, invisible al ojo humano. Tal y como demostró el físico Max Planck allá por el año 1900, existe una correlación entre la temperatura de un cuerpo y la intensidad de la radiación infrarroja que emite. Una cámara termográfica mide la onda larga de la radiación infrarroja recibida en el campo de visión, a partir de la cual calcula la temperatura del objeto a medir. El cálculo tiene en cuenta la emisividad (ϵ) de la superficie del objeto medido así como la compensación de la temperatura reflejada (RTC) [78], lo que permite contar con la temperatura real en cualquier instante.

3.10.2 Medición del acabado superficial.

En el pasado, el mejor método práctico para decidir si un acabado superficial cumplía con los requerimientos era compararlo visualmente y mediante el tacto contra muestras con diferentes acabados superficiales. Este método no debe confundirse con los patrones de rugosidad que actualmente se usan en la calibración de rugosímetros. La desventaja de la comparación visual y táctil es que la decisión es subjetiva. El método más popular en la actualidad es el que se basa en un palpador de diamante con un radio en la punta de 2, 5 o 10 μm que recorre una longitud de muestreo.

Existen dos tipos de curvas importantes cuando se evalúa la rugosidad, por el método del perfil: la curva **P** y la curva **R**. La curva **P** (perfil sin filtrar) es un perfil resultante de la interacción de una superficie con un plano perpendicular a la superficie. La curva **R** (perfil de rugosidad) es un perfil que se obtiene de la curva **P** removiendo los componentes de ondulación de baja frecuencia, cuyas longitudes de onda son mayores que un límite especificado de la longitud de onda

llamado valor de *cut-off*, como se muestra en la Figura 3.51 [79]. La definición de **Ra** equivale en términos prácticos a la altura de un rectángulo de longitud l_m cuya área es igual, dentro de la longitud de evaluación, a la suma de las áreas delimitadas por el perfil de rugosidad y la línea central ver Figura 3.52, así **Ra** es rugosidad promedio (denominada CLA por promedio de la línea central) [79].

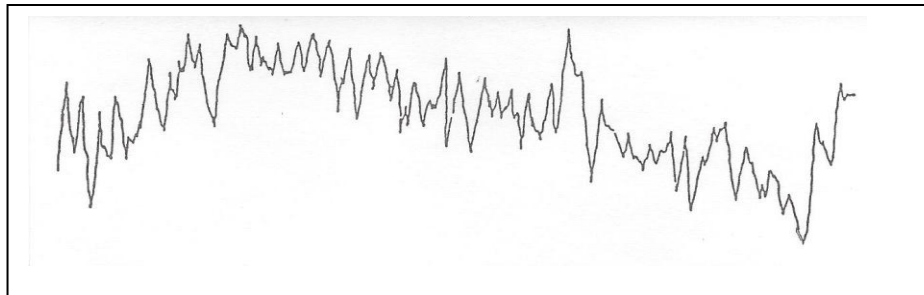


Figura 3.51. Curva **P**: perfil resultante de la intersección de una superficie con un plano perpendicular a la superficie [79].

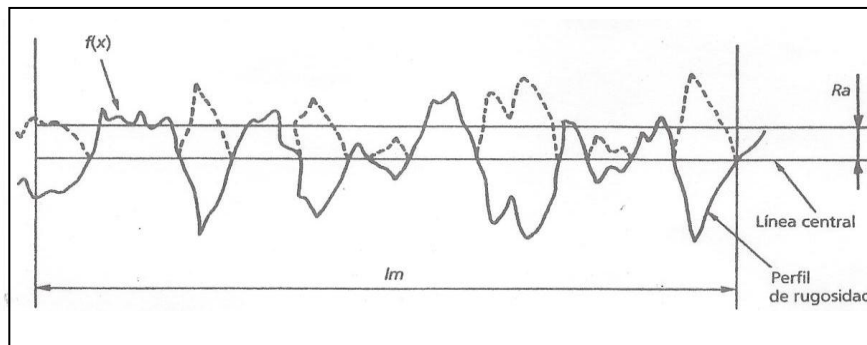


Figura 3.52. Definición de **Ra**, es rugosidad promedio [79].

CAPÍTULO 4

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

4.1 Introducción

La investigación de este trabajo se centra en estudiar el maquinado en seco con diferentes condiciones de corte, utilizando en las pruebas experimentales dos tipos de superaleaciones con dos herramientas de corte diferentes. En este capítulo se describen detalladamente las pruebas y sus parámetros, así como los métodos y equipos utilizados para evaluar el comportamiento.

4.2 Diseño de experimentos

Para realizar las pruebas de maquinado en seco, analizar el comportamiento y estimar el índice de maquinabilidad de dos superaleaciones, se diseñó una serie de experimentos con diferentes condiciones de corte para maquinar el Inconel 617 y el 718, donde las investigaciones que se han realizado hasta la actualidad establecen que en promedio la velocidad máxima de corte comúnmente utilizada es de 50 m/min, a partir de ahí, en este estudio se analizó el efecto de la velocidad de corte (m/min), para el cual se realizaron 40 pruebas (20 para el Inconel 617 y 20 para Inconel 718) desde 50 m/min incrementando hasta 180 m/min. Se seleccionaron dos herramientas de corte entre las de mayor avance tecnológico una de Nitruro de Boro Cúbico (CBN) y otra de Carburo con recubrimiento de TiAlN por PVD, ver Tablas 4.1 y 4.2. La secuencia experimental se muestra en el diagrama de flujo de la Figura 4.1

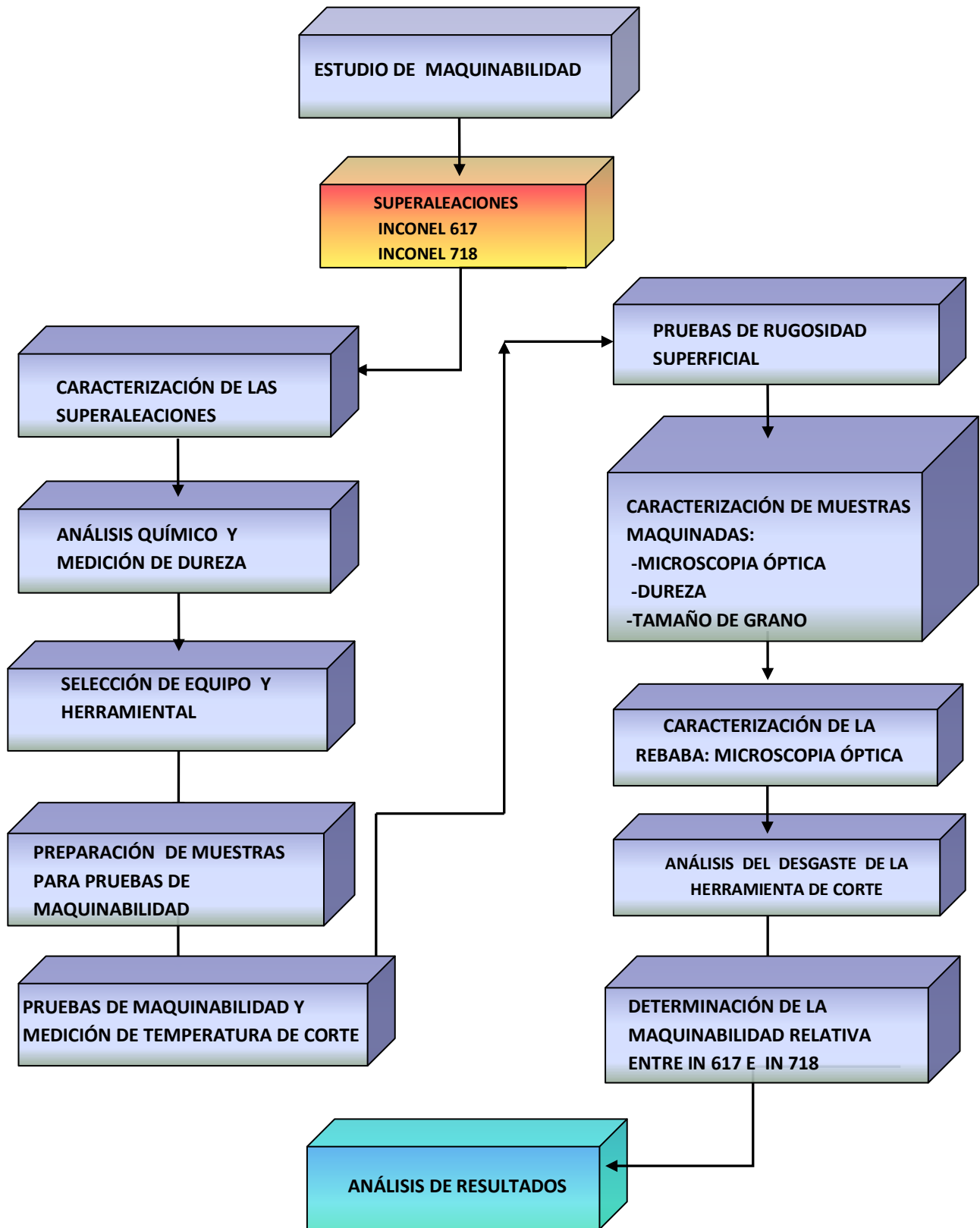


Figura 4.1. Secuencia experimental de maquinado y análisis de maquinabilidad de las superaleaciones Inconel 617 y 718.

Tabla 4.1. Diseño experimental para maquinar Inconel 617 y 718.			
CONDICIÓN	MATERIAL	HERRAMIENTA	VELOCIDAD DE CORTE
1	ALEACIÓN 617	PVD	De la Vc1 a Vc10
2	ALEACIÓN 617	CBN	De la Vc1 a Vc10
3	ALEACIÓN 718	PVD	De la Vc1 a Vc10
4	ALEACIÓN 718	CBN	De la Vc1 a Vc10

Tabla 4.2. Velocidades de corte para cada prueba.	
Número de prueba para cada material	Velocidad de corte Vc m/min
1.-Vc1	50
2.-Vc2	60
3.-Vc3	70
4.-Vc4	80
5.-Vc5	90
6.-Vc6	100
7.-Vc7	120
8.-Vc8	140
9.-Vc9	160
10.-Vc10	180

4.3 Condiciones de Maquinado

Se realizaron pruebas preliminares para determinar dos parámetros importantes como son; la profundidad de corte y la velocidad de alimentación considerando recomendaciones de los fabricantes de las herramientas de corte de

acuerdo al material a maquinar, las pruebas se hicieron en **seco** sin refrigerante las Tablas 4.3 y 4.4 muestran las condiciones finales seleccionadas:

4.3.1 Condiciones de corte para el Inconel 617

Tabla 4.3. Condiciones de corte para maquinar el Inconel 617 con herramientas de PVD (CNGA432S0318A 7025) y CBN (CNGA432S0318A 7025).											
VARIABLE	P1	P2	P3	P4	P5	P6	P7	P8	P9	P10	OBS.
V_c m/min	50	60	70	80	90	100	120	140	160	180	
P_c mm	0.762										Por pasada
D mm	21.5										
RPM	637	764	891	1019	1146	1273	1546	1760	2010	2260	
Donde V_c =Velocidad tangencial de corte en m/min, P_c =Profundidad de corte por pasada en mm, D =Diámetro de la probeta en mm, $f=0.08$ m/rev avance de corte											

4.3.2 Condiciones de corte para el Inconel 718

Tabla 4.4. Condiciones de corte para maquinar el Inconel 718 con herramientas de PVD (CNMG120408 NN LT10) y CBN (CNGA432S0318A 7025).											
VARIABLE/ PROBETA	P1	P2	P3	P4	P5	P6	P7	P8	P9	P10	OBS.
V_c m/min	50	60	70	80	90	100	120	140	160	180	
P_c mm	0.5										Por pasada
D, mm	25.68										Promedio =25.72
RPM	637	764	891	1019	1146	1273	1546	1760	2010	2260	
Donde V_c =Velocidad tangencial de corte en m/min, P_c =Profundidad de corte por pasada en mm, D =Diámetro de la probeta en mm, $f=0.08$ m/rev avance de corte											

4.3.3 Velocidad de corte

La velocidad de corte se define como la velocidad lineal entre la herramienta-pieza de trabajo en el área de contacto [76]. Esta velocidad se mide en metros por minuto (m/min), aunque el proveedor de las herramientas recomienda la velocidad de corte para cada material, en esta investigación se buscó experimentar con mayores velocidades para analizar su comportamiento y determinar el nivel óptimo en maquinado burdo, se seleccionaron 10 niveles de velocidad de corte ver Tabla 4.1 y Tabla 4.2.

4.3.4 Avance de corte (relación de alimentación)

El avance de la herramienta es el movimiento relativo de la herramienta de corte con respecto a la pieza de trabajo [9]. S. Kalpakjian y S.R. Schmid lo definen como la distancia que la herramienta se desplaza horizontalmente por cada revolución de la pieza [77], se mide en milímetro por revolución (mm/rev) ver Figura 4.2, el avance de corte de seleccionado fue de 0.080 mm/rev constante para todas las pruebas.

4.3.5 Profundidad de corte

La profundidad de corte (DOC) es la distancia entre el fondo del cortador y la superficie sin cortar de la pieza medida en la dirección del ángulo derecho a la superficie maquinada [9]. S. Kalpakjian y S.R. Schmid la definen como la distancia radial de penetración de la herramienta en la pieza. Sus valores dependen de la longitud del filo de la herramienta y la cantidad de material a remover, ver Figura 4.2 [10]. Se seleccionó la profundidad mínima recomendada para el tipo de material de 0.05 mm para el Inconel 718 y 0.762 para el Inconel 617.

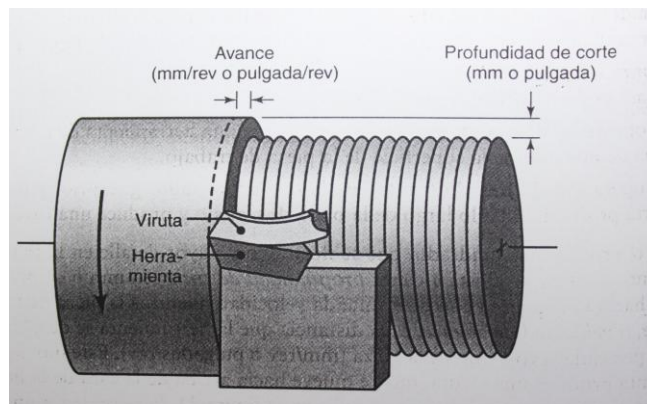


Figura 4.2. Esquema de operación de cilindrado (torneado) que muestra diversas características [77].

4.4 Materiales utilizados

Se utilizaron dos diferentes tipos de insertos como herramienta de corte con el mismo radio de punta de 0.8 mm, así como dos aleaciones base níquel en barra redonda para someterlas a las pruebas de maquinado.

4.4.1 Herramientas de corte

a).-Inserto de Nitruro de Boro Cubico CBN (Sandvik CNGA432S0318A 7025) ver Figura 4.3. Pueden operar a altas velocidades de corte, maquinar aleaciones de alta temperatura, tienen alta dureza, alta resistencia a la abrasión y a la compresión así como alta conductividad térmica, ver su composición en la Tabla 4.5.

Ti	C	N	O	Al	Ni	Otros
46.32	23.23	10.65	10.67	6.77	2.36	-----



Figura 4.3. Herramienta de CBN y sus características [13].

b).- Inserto de carburo de características especiales con sustrato de carburo de grano submicroscópico con partículas de carburo más pequeñas y de mayor densidad para obtener la mayor adhesión posible, con recubrimiento de TiAlN por PVD ver Figura 4.4 (Lamina Tech. CNMG120408 NN LT10). Recomendado para acabado y desbaste, excelente para semiacabado, (ver su composición química en la Tabla 4.6).

Tabla 4.6. Composición química de la herramienta de metal duro con recubrimiento por PVD % wt.						
Ti	AL	C	N	O	Si	Ni
38.21	27.60	13.01	8.86	7.96	2.29	2.06

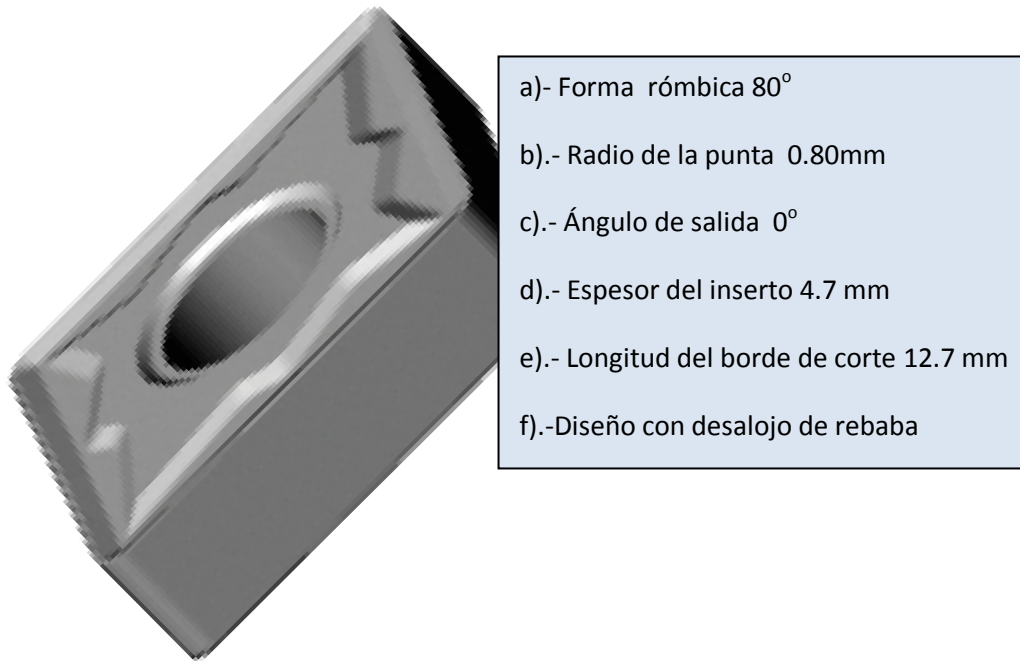


Figura 4.4. Herramienta de carburo con recubrimiento por PVD.

4.4.2 Material para mecanizado

El Inconel 617 debido a la poca disponibilidad del material se me facilitaron por parte de la empresa Frisa Aerospace 10 probetas de 100 mm de longitud y 25.5 mm de diámetro de la superaleación Pyromet 617 según clasificación del fabricante (Carpenter Tech. Co.-FRISA) tenían las caras fresadas por lo que se maquinaron manualmente y se emparejaron a un mismo diámetro de 21.5 mm Figura 4.5, su composición antes del maquinado se muestra en la Tabla 4.7.

Tabla 4.7. Composición química de la aleación 617 % wt.													
Análisis	Ni	Cr	Co	Mo	Al	Ti	Mn	Si	Cu	C	Cb	W	Otros
Por proveedor	54.56	21.8	11.8	8.9	1.1	0.4	0.02	0.03	0.01	0.07	0.02	0.02	0.0133
Antes de maquinado	52.96	21.40	12.2	9.61	1.13	0.21	---	0.16	--	---	--	-	0-13



Figura 4.5. Superaleación 617 donado por la empresa FRISA Aerospace.

Así mismo por la nula disponibilidad del material en México se compró barra del Inconel 718 en la empresa High Temp. Metal USA con diámetro de 25.4 mm, se prepararon las 10 probetas de 105 mm de longitud. En condiciones de envío el material tenía un tratamiento térmico de recocido a 1800 °F durante 1 hr y enfriado al agua con tamaño de grano según ASTM 10.0 y dureza de 95 HRBW, ver Figura 4.6, su composición antes del maquinado se muestra en la Tabla 4.8.

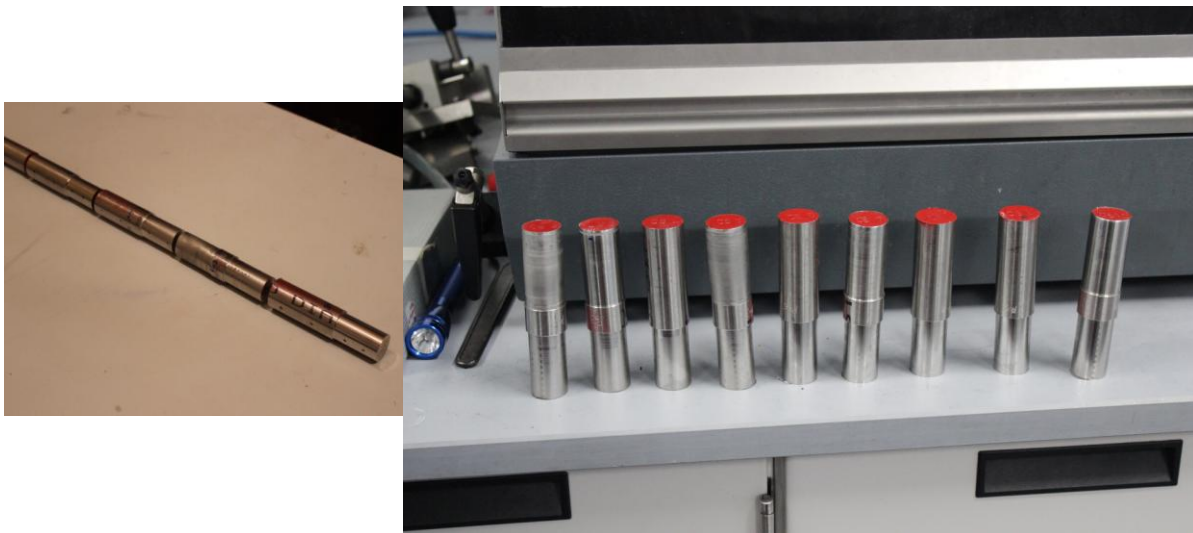


Figura 4.6. Muestras de la Superaleación 718.

Tabla 4.8. Composición química de la aleación 718 % wt.													
Análisis	Ni	Cr	Co	Mo	Al	Ti	Mn	Si	Cu	C	Fe	Nb+Ta	Otros
Por proveedor	53.2	18.45	0.09	3.09	0.61	0.94	0.05	0.05	0.06	0.03	17.92	5.39	0.1
Antes del maquinado	53.1	18.86	0.07	3.48	0.45	1.01	---	0.03	--	--	17.75	4.89	0.36

4.5 Métodos y Equipos utilizados

4.5.1 Centro de Torneado de Control Numérico Computarizado

Las pruebas de maquinabilidad se llevaron a cabo en un centro de torneado de Control Numérico Computarizado **HASS** Modelo **SL20**, 15 kw hasta 6000 rpm, que cuenta con sistemas de refrigerante sin embargo las pruebas realizadas fueron en seco debido a que es el motivo principal de la investigación, también cuenta con banda magnética de desalajo de rebaba, la Figura 4.7 muestra el torno CNC.



Figura 4.7. Torno de CNC Marca HASS Modelo SL-20 utilizado en las pruebas experimentales.

Las especificaciones del centro de torneado de CNC HASS SL-20 se muestran a continuación:

Tamaño de la bancada: Máxima longitud 508 mm entre centros 610 mm. Desplazamiento en los ejes: X=214.6 mm, Z=508.0 mm. Capacidad de volteo: Máximo diámetro de corte 262 mm, chuck 210 mm. Revoluciones del husillo: 6000 rpm. Potencia requerida: 14 Kva. Capacidad del carrusel de herramientas: 10. Precisión: Posicionamiento +- 0.005 mm, Repetitividad +- 0.003 mm. Máxima Potencia del Motor 15 kw

4.5.2 Cámara Termográfica

Para el caso de esta investigación se midió la temperatura en forma constante y permanente en cada pasada, se observó a detalle la variación, para lo cual se utilizó una cámara Termográfica Flir, Modelo: Therma Cam 320 para cada prueba, se utilizó otra cámara para confirmar los datos una cámara Termográfica Testo 881 thermal imager ver Figura 4.8.



Figura 4.8. Imagen de la cámara Termográfica Testo 881.

4.5.3 Durómetro

Se midieron las durezas en la escala HRB de las probetas de las 2 superaleaciones (Inconel 617 e Inconel 718) antes y después de cada una de las pruebas para evaluar las variaciones de las características superficiales del material, las mediciones se realizaron con un durómetro AFFRI Modelo 206 RT ver Figura 4.9.

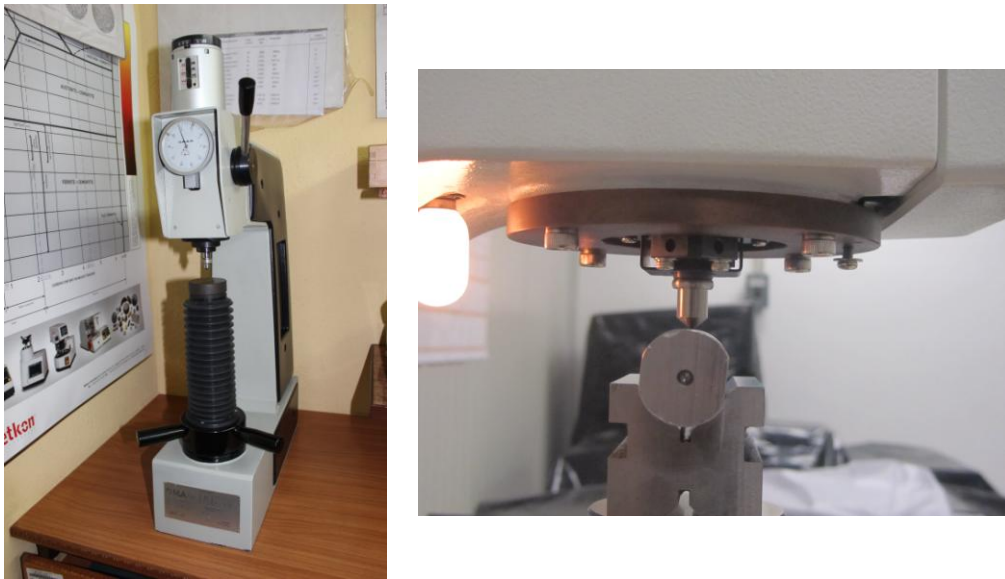


Figura 4.9. Durómetro AFFRI Modelo 206 RT con el que se midió la dureza del Inconel 718 y 617.

4.5.4 Rugosímetro

Para evaluar el acabado superficial se midió la rugosidad después de cada maquinado tanto del Inconel 617 como del Inconel 718 con un rugosímetro portátil Mitutoyo modelo SJ 301 (Ver Figura 4.10).



Figura 4.10. Rugosímetro Mitutoyo Modelo SJ 301 para medición del Inconel 617 e Inconel 718.

4.5.5 Microscopio Confocal (Medición de rugosidad 3D)

Se consideró importante verificar la rugosidad tridimensional después de maquinadas las probetas en un microscopio confocal ZEISS Mod. Axio CSM 700. Permittedo mayor claridad en relación al acabado superficial Figura 4.11.

El microscopio confocal es un microscopio que emplea una técnica óptica de imagen para incrementar el contraste y/o reconstruir imágenes tridimensionales utilizando un *pinhole* espacial para eliminar la luz desenfocada o destellos de la lente en especímenes que son más gruesos que el plano focal. El *pinhole* es una apertura localizada delante del fotomultiplicador que evita el pasaje de fluorescencia de las regiones de la muestra que no están en foco, la luz que proviene de regiones localizadas por encima o por debajo del plano focal no converge en el *pinhole* y no es detectada por el fotomultiplicador.

El microscopio óptico confocal Axio CSM 700 de Carl Zeiss para la investigación, el control de calidad y las tareas de rutina en la ciencia de materiales mide sin contacto y con gran precisión incluso rugosidades finas en superficies relativamente blandas. El microscopio reproduce las superficies tridimensionalmente en alta resolución y colores reales.



Figura 4.11. Microscopio confocal ZEISS Mod. Axio CSM 700 para medir la rugosidad 3D.

4.5.6 Microscopio óptico

Se usaron dos microscopios ópticos uno UNION VERSAMET Modelo 3 (Ver Figura 4.12) y un Estereoscopio motorizado Zeiss SteREO Lumar V12 (Ver Figura 4.13) modelo superior para aplicaciones críticas en investigación para técnicas de fluorescencia. Basado en la Discovery V12 dispone de las últimas ópticas

específicamente diseñadas para trabajar con longitudes de onda corta usuales en fluorescencia.

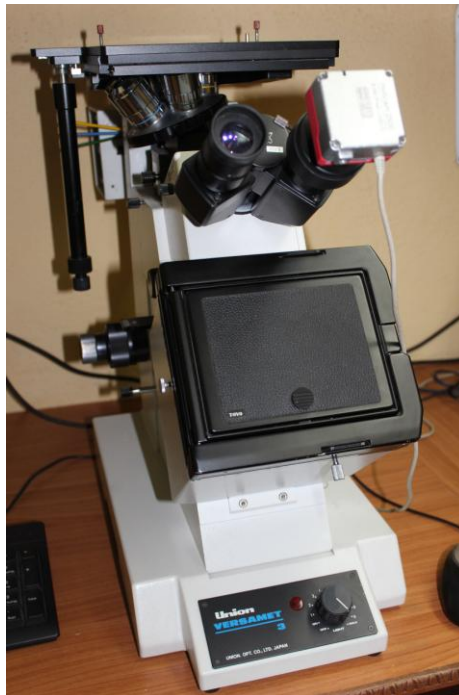


Figura 4.12. Microscopio óptico UNION VERSAMET Mod. 3.



Figura 4.13. Estereoscopio motorizado Zeiss SteREO Lumar V12.

4.5.7 Microscopio Electrónico de Barrido (SEM)

La microscopía electrónica de barrido o SEM se basa en el principio de la microscopía óptica en la que se sustituye el haz de luz por un haz de electrones. Con esto se consigue hasta los 100 Å, resolución muy superior a cualquier instrumento óptico.

Su funcionamiento consiste en hacer incidir un barrido de haz de electrones sobre la muestra. La muestra (salvo que ya sea conductora) está generalmente recubierta con una capa muy fina de oro o carbón, lo que le otorga propiedades conductoras. La técnica de preparación de las muestras se denomina pulverización catódica.

Para el caso de esta investigación se utilizó un Microscopio Electrónico de Barrido Marca JEOL Modelo JSM-6510LV ver Figura 4.14, en el cual se realizaron micrografías para analizar la microestructura, fases presentes, composición química, fallas presentes, microgrietas de cada una de las muestras.

El SEM tiene detector de electrones secundarios y trabaja en alto vacío, con una resolución de 3.0 nm.

La cámara de muestra puede albergar muestras de hasta 15 cm de diámetro.

Entre las funciones automáticas estándar se incluyen autofoco/autoestigmador, cañón (saturación, vías y alineamiento) y ajuste automático de contraste y brillo.

También cuenta con platina eucéntrica, adquisición de datos rápida y automática, dimensiones reducidas, barras de herramientas personalizada para funciones repetitivas, imágenes de electrones secundarios de alta resolución, lente supercónica, sistema de vacío totalmente automático, visualización mejorada a bajo kV, mezclado de señales, imagen en directo a pantalla completa y posible grabación de video, en la Figura 4.14 se muestra el equipo.



Figura 4.14. Microscopio Electrónico de Barrido JEOL Modelo JSM-6510LV y muestras de herramientas de CBN listas para ser observadas.

CAPÍTULO 5

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

5.1 Introducción

En este capítulo se presentan los resultados obtenidos de las pruebas de maquinado realizadas en esta investigación con los dos tipos de herramientas de corte: a).-De Nitruro de Boro Cubico (CBN) y b).-De Carburo con recubrimiento por PVD, así como para cada uno de los materiales; Inconel 617 e Inconel 718.

Las pruebas se realizaron en un torno de control numérico computarizado marca HASS modelo SL20, de las cuales se obtuvieron resultados de mediciones de las siguientes variables: temperatura, dureza, cambios microestructurales, cambios de tamaño de grano, acabado superficial, tipo de rebaba generada, desgaste de las herramientas de corte.

Se realizó análisis del comportamiento de cada variable y al final se realiza una comparación de los resultados entre las dos aleaciones, todas las pruebas fueron realizadas en maquinado en seco.

El interés por este proyecto de investigación es obtener mayor información del comportamiento del proceso de corte en seco en superaleaciones a velocidades de corte mayores al promedio dominante actual que es de máximo 50 m/min. Es importante mencionar que se han hecho investigaciones de maquinado en seco principalmente en acero y aluminio aunque en los últimos años se ha empezado a realizar también para aleaciones de níquel precisamente por el creciente requerimiento de partes para turbinas de avión, plantas de generación de energía eléctrica, intercambiadores de calor y además por la motivación que hay actualmente con respecto al medio ambiente evitando daños el entorno por el uso de refrigerantes.

Se consultaron algunas normas de pruebas de maquinado como la ANSI/ASME SME B94.55M-1985 o la ISO3685:1993(ISO93) para aplicarlas en esta investigación durante los experimentos, debido a las limitantes en estos materiales no hay normas o estándares para el maquinado en seco de superaleaciones por lo que los parámetros fueron seleccionados empíricamente de acuerdo a la experiencia.

5.2 Análisis de la Dureza antes y después del maquinado

Por tratarse de maquinados de material de alta resistencia como son las superaleaciones de alta resistencia (HRSA) en condiciones de maquinado en seco las cuales son muy severas, se consideró importante tener datos de la dureza antes y después del maquinado, por lo tanto en un proceso determinado de manufactura o experimento de maquinabilidad, si se presentan cambios significativos de dureza puede afectar las propiedades del material procesado, los resultados se presentan en las Figuras 5.1 y 5.2.

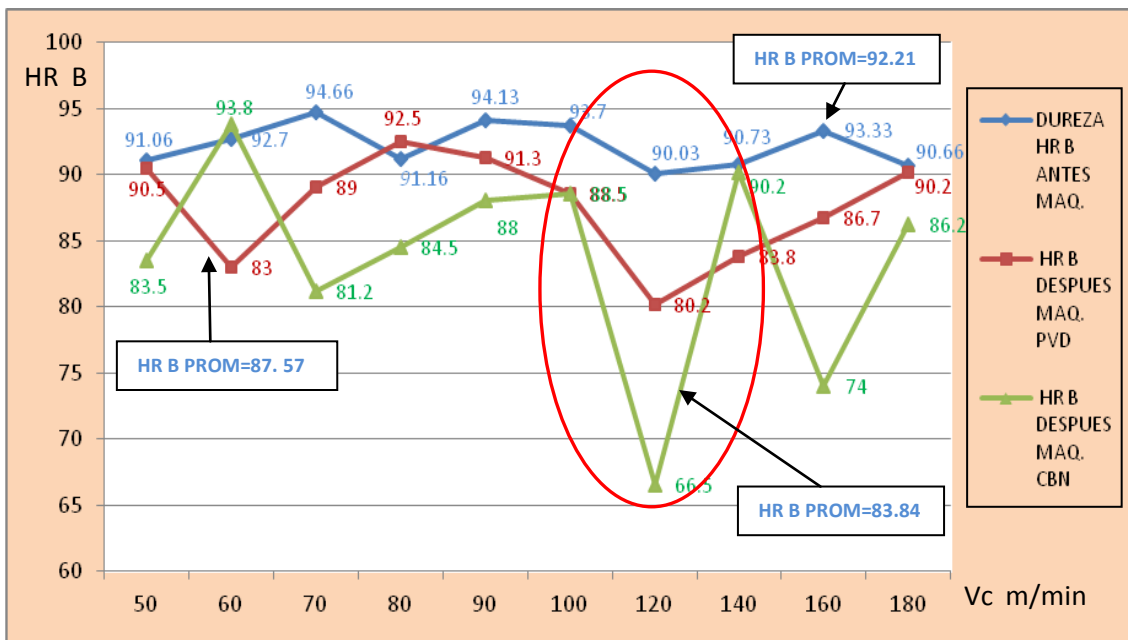


Figura 5.1. Dureza antes y después del maquinado del Inconel 617 para velocidades de corte desde 50 a 180 m/min.

De acuerdo a los resultados obtenidos se observa que la dureza promedio del Inconel 617 antes del maquinado es de 92.21 HRB, el comportamiento después del maquinado con las herramientas de PVD tiene ligeras variaciones que da un promedio de 87.57 HRB. En el caso de la herramienta de CBN la variación es mayor, el promedio es de 83.84 HRB con picos más intensos, incluso en la probeta maquinada a 120 m/min baja drásticamente hasta 66.5 HRB después sube hasta 90.2, en general se presenta un comportamiento de cambios más bruscos debido a que la superficie es más rugosa con “huellas” que facilitan la entrada del penetrador.

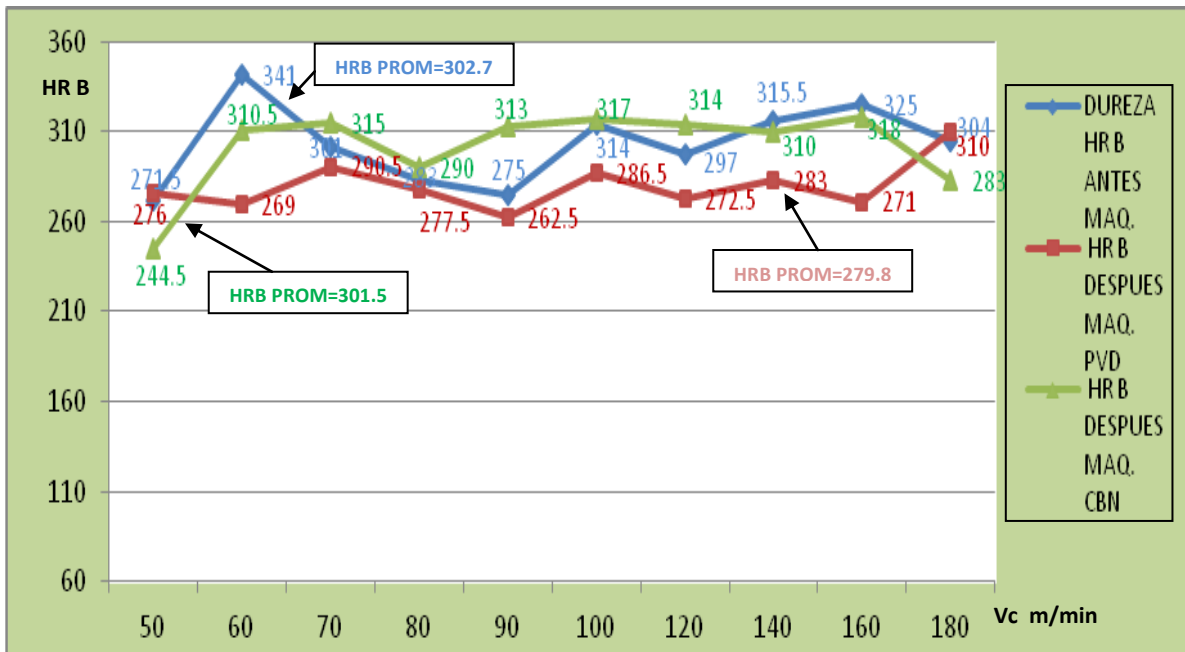


Figura 5.2. Dureza antes y después del maquinado del Inconel 718 para velocidades de corte de 50 a 180 m/min.

En cuanto al comportamiento de la dureza del maquinado de Inconel 718 es más estable, el promedio antes del maquinar es de 302.7 HRB, con la herramienta de PVD el promedio es 279.85 HRB y con la de CBN 301.5 HRB. De manera general al maquinarse las 10 probetas no presentan alguna variación significativa se mantiene la dureza normal.

Se puede observar que la dureza promedio de las piezas maquinadas entre las dos herramientas disminuye hasta un 4% para el Inconel 718 y hasta 6.6% para el Inconel 617, esa pequeña diferencia es el efecto directo de las mejores propiedades de tensión, cedencia, compresión y a la ruptura del Inconel 718.

5.3 Resultados de la Temperatura y Rugosidad.

Durante todas las pruebas de maquinado se realizaron mediciones de la temperatura con las condiciones controladas teniendo la mínima variación de temperatura ambiente que pudiera afectar el maquinado, es decir se hicieron a la misma hora entre las 10 y 14 hrs.

En las Tablas 5.1 y 5.2 se muestran las condiciones de maquinado aplicadas y los resultados de la temperatura se midieron en 3 puntos durante las 3 pasadas

de maquinado, los datos son los promedios y la rugosidad se midió al final del maquinado tanto para Inconel 617 como para el Inconel 718.

Tabla 5.1. Mediciones de temperatura y rugosidad en las diferentes condiciones de corte con herramienta de PVD (CNMG120408 NN LT10).											
VARIABLE/ PROBETA	P1	P2	P3	P4	P5	P6	P7	P8	P9	P10	OBS.
V_c m/min	50	60	70	80	90	100	120	140	160	180	
TC °C	174	186	177	108	97	242	187	229	180	144	IN 617
Rugosidad Ra μm	1.07	0.95	0.87	0.88	1.34	0.79	1.71	2.16	1.94	6.13	IN 617
TC °C	206.6	182.7	187.8	159.1	233.8	184.4	128.8	192.1	181.3	181.2	IN 718
Rugosidad Ra μm	6.58	2.53	2.99	2.95	3.27	2.38	2.4	1.98	2.1	2.32	IN 718
TC=Temperatura de corte, P_c =Profundidad de corte por pasada para IN 617=0.762 mm; P_c =Profundidad de corte por pasada para IN 718=0.5 mm											

Tabla 5.2. Mediciones de temperatura y rugosidad en las diferentes condiciones de corte con herramienta de CBN (CNGA432S0318A 7025).											
VARIABLE/ PROBETA	P1	P2	P3	P4	P5	P6	P7	P8	P9	P10	OBS.
V_c m/min	50	60	70	80	90	100	120	140	160	180	
TC °C	228	293	263	259	200	293	275	269	229	183	IN 617
Rugosidad Ra μm	1.52	1.88	1.78	0.71	0.85	3.61	8.5	2.09	3.47	4.13	IN 617
TC °C	284.5	106	98.5	120	103	154	232.5	205	170	120	IN 718
Rugosidad Ra μm	1.94	2.4	3.33	3.1	4.1	5.2	3.81	2.2	2.25	2.83	IN 718
TC=Temperatura de corte, P_c =Profundidad de corte por pasada para IN 617=0.762 mm; P_c =Profundidad de corte por pasada para IN 718=0.5 mm											

5.3.1 Efecto de la Velocidad de corte con respecto a la Temperatura

En las gráficas de la 5.3 y 5.4 se puede ver el comportamiento que presentó la Temperatura °C, en cada una de las pruebas de maquinado en seco a las diferentes velocidades de corte en las dos aleaciones Inconel 617y 718 y con los

dos tipos de herramienta de PVD y de CBN. Es importante mencionar que se cambio la herramienta de corte en la probeta maquinada a 100 m/min de cada material lo que pudo influir en el comportamiento de la temperatura de corte.

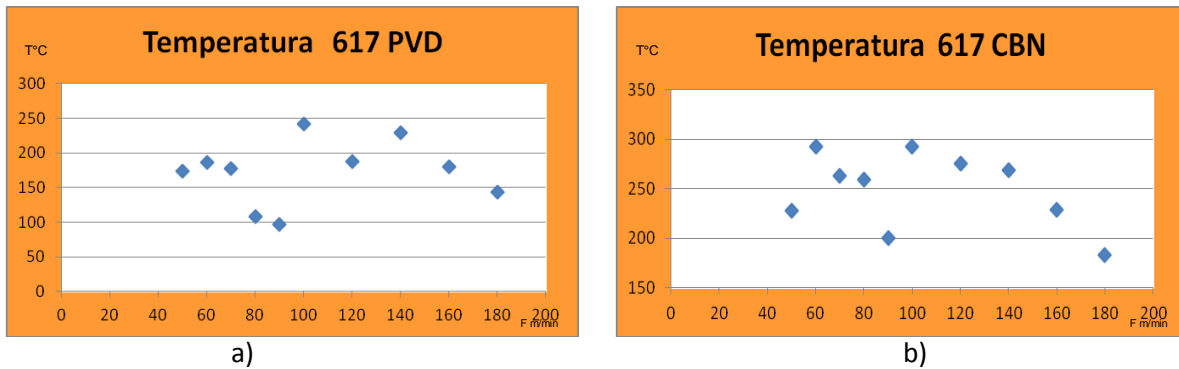


Figura 5.3. Las gráficas muestran el comportamiento de la velocidad de corte y la Temperatura de corte, se observa que no hay correlación en piezas maquinadas de Inconel 617 a).- Con herramienta de PVD y b).-Con herramienta de CBN.

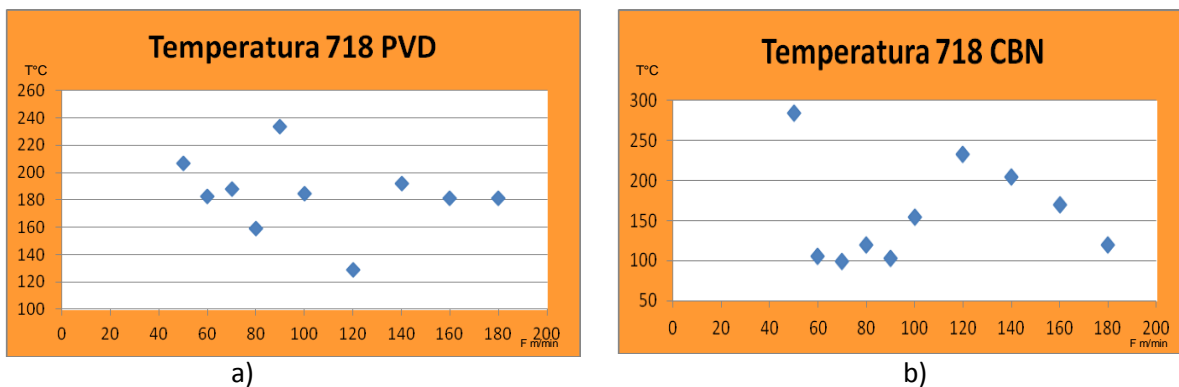


Figura 5.4. Las gráficas muestran el comportamiento de la velocidad de corte y la temperatura de corte, se observa que no hay correlación en piezas maquinadas de Inconel 718 a).- Con herramienta de PVD y b).-Con herramienta de CBN.

5.3.2 Análisis de la Temperatura de corte TC

La aleaciones 617 y 718 tienen baja conductividad térmica (~11-13 W/m K) y bajo calor específico, que conduce a la mayor parte de los problemas asociados con el mecanizado. Los problemas se atribuyen a la generación de Temperatura de corte (TC) en el mecanizado de las superaleaciones y por lo tanto la falla temprana de la herramienta por fatiga, reduciendo de ese modo la vida de la misma. La optimización de los parámetros son lo más importantes a fin de minimizar los posibles problemas asociados con el mecanizado [83].

Durante el maquinado de las probetas se midió la temperatura en diferentes momentos, al inicio, a la mitad y al final de cada pasada para cada material, después se calculó el promedio, los datos son los registrados en las tablas anteriormente señaladas.

En cualquier proceso de eliminación de material una parte significativa de la energía mecánica generada por la interacción de la herramienta y la pieza de trabajo se convierte en calor. En el corte de metales, esta energía se crea principalmente por cizallamiento y la fricción, se disipa a través de la conducción de calor en la herramienta, la pieza de trabajo y la rebaba. Esto se traduce en un aumento de la temperatura de la herramienta que acelera el desgaste de la misma. El desgaste de la herramienta no es deseable debido a que tanto la vida de la herramienta y la exactitud de la superficie maquinada se ven afectados adversamente [81].

Varios métodos han sido investigados con el fin de controlar la temperatura de la herramienta. En particular, el uso de fluidos de corte que sirven tanto como un mecanismo de transporte de calor y como un lubricante en la interfaz de la “herramienta-rebaba” se ha sido estudiado y utilizado en la práctica hoy en día. Sin embargo, en algunos casos, su eficacia está limitada por su incapacidad para penetrar en la interfaz de la herramienta-rebaba. Además, en estos días el uso de fluidos de corte, es menos deseable debido a su efecto adverso sobre el medio ambiente.

Algunas investigaciones han reportado que la exposición a las partículas generadas por la evaporación de los fluidos de corte puede causar dificultad para respirar e irritación de la piel [81], es por eso la validez de este experimento al investigar el comportamiento en seco y con el fin de verificar los posibles beneficios de estas herramientas, un análisis de las temperaturas al momento del corte (temperatura de la interfaz “herramienta-pieza”) se presenta en esta tesis.

A continuación en la Figuras 5.5 se muestra la toma de lectura con cámara termo gráfica, en las Figuras 5.6 y 5.7 son del tipo graficas de control con el promedio de las mediciones de las temperaturas de cada muestra por cada velocidad de corte. Lo que no permite ver el grado de variación.

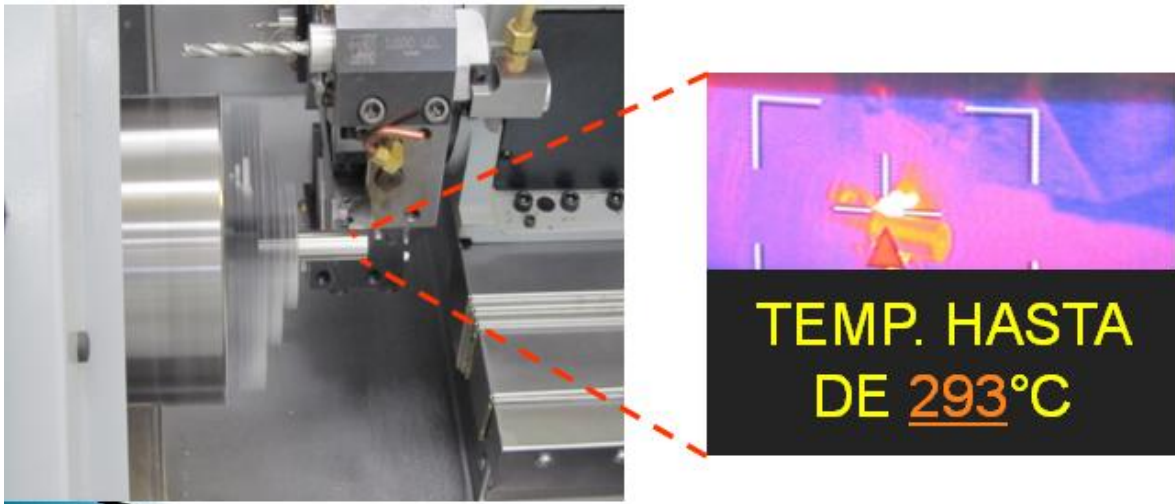


Figura 5.5. Experimento de maquinado realizando la lectura de temperatura con cámara termográfica.

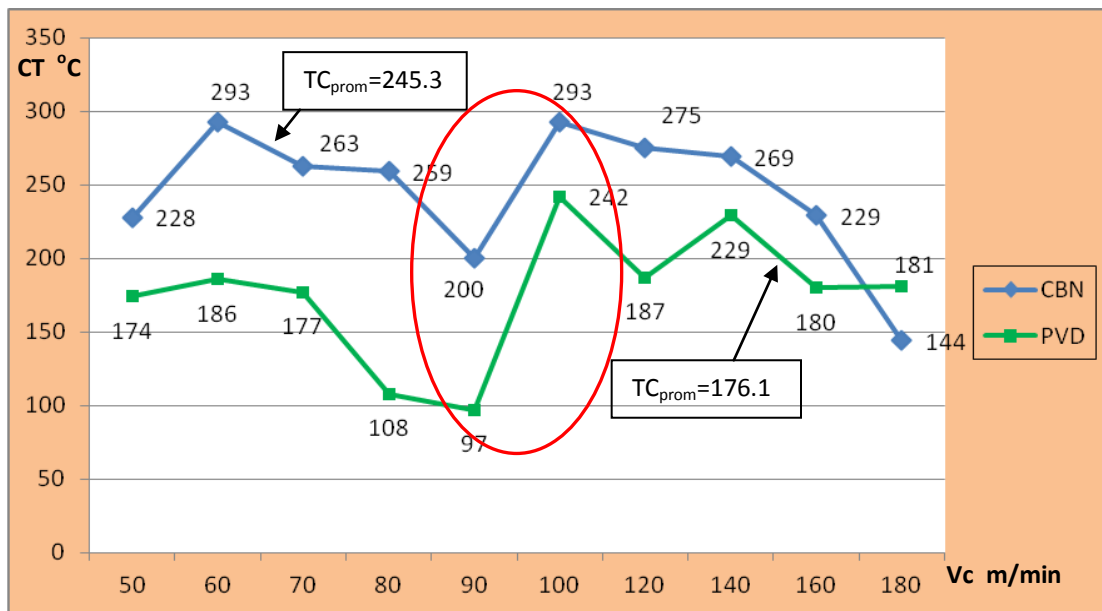


Figura 5.6. Temperatura de corte en función de la velocidad de corte, de muestras de Inconel 617 maquinadas con herramientas de CBN y PVD.

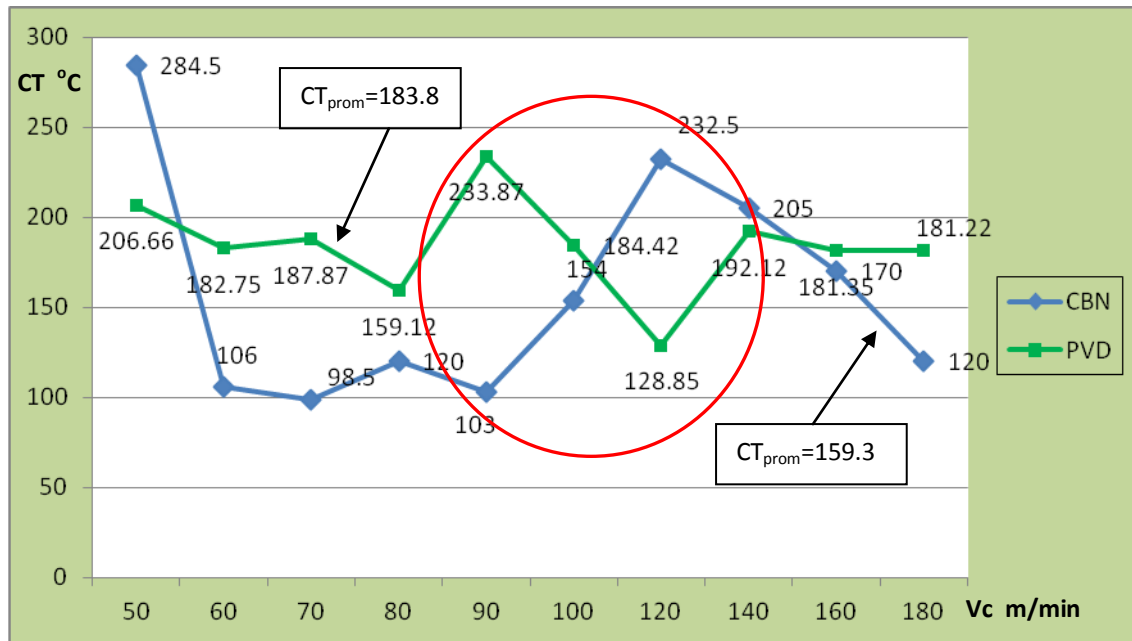


Figura 5.7. Temperaturas de corte en función de la velocidad de corte, en muestras de Inconel 718 maquinadas con herramientas de CBN y PVD.

Thakur, Ramamoorthy y Vajayaraghavan han realizado investigaciones para analizar la influencia de la velocidad de corte (V_c), avance (f) y profundidad de corte (d) sobre la temperatura (TC) en el torneado de Inconel 718 a alta velocidad, en las que concluyeron que los efectos de interacción de las 3 variables influyen mas la Velocidad de corte (V_c) y el Avance de corte (f) en la Temperatura de corte (TC) [83].

Es importante mencionar que se dificulta mantener la cámara termográfica estática y el propio equipo tener pequeñas variaciones en la lectura, con respecto al caso de esta investigación se puede observar que tanto para el Inconel 617 como para el Inconel 718 se presenta mayor variación de temperatura a partir de una velocidad de corte de 90 m/min y hasta los 140 m/min y posteriormente, presenta un comportamiento estable.

Es interesante notar que la variación que se presenta en el maquinado con la herramienta de PVD para el Inconel 617 el promedio es menor y para el Inconel 718 es mayor, este comportamiento se invierte con la herramienta de CBN siendo mayor para el maquinado del Inconel 617 y menor para el Inconel 718. Para hacer algunas reflexiones es importante considerar que antes de maquinar, el promedio de la dureza del Inconel 617 es de HRB 92.21 y la del Inconel 718 es de HRB 302.7, es decir que la herramienta de PVD posiblemente por su capacidad de

lubricidad debida a los elementos de recubrimiento como el TiAlN responde satisfactoriamente para el Inconel 617 además de que éste tiene menor dureza, en, cuanto a la herramienta de CBN responde mejor para el Inconel 718 a pesar de tener mayor dureza.

Otro aspecto sobresaliente es que el promedio de la temperatura en el maquinado del Inconel 718 es menor con un valor de 171.55 °C, mientras que para el Inconel 617 es de 210.7 °C.

Por otro lado se puede discutir que a pesar de los resultados en otras investigaciones donde se ha observado el efecto directo de la velocidad de corte sobre la temperatura de corte, en esta investigación se observa que no existe influencia alguna ya que la temperatura presenta datos muy variados, aunque se tiene de manera muy notable que el comportamiento del maquinado para los dos materiales y las dos herramientas tiene la misma tendencia con cambios bruscos de temperatura cuando se maquina a las velocidades de corte entre los 90 y 120 m/min incluso pudiera ser variación del propio instrumento lo que resultará interesante investigar con mayor detalle las causas de este comportamiento.

5.3.3 Efecto de la Velocidad de corte sobre la Rugosidad

En las gráficas de la 5.8 a la 5.9 se puede ver el comportamiento que presentó la Rugosidad Ra, en cada una de las pruebas de maquinado en seco a las diferentes velocidades de corte en las dos aleaciones Inconel 617y 718 y con los dos tipos de herramienta de PVD y de CBN, es importante mencionar que en las gráficas se dejaron fuera los datos muy altos para evitar sesgo y facilitar el análisis.

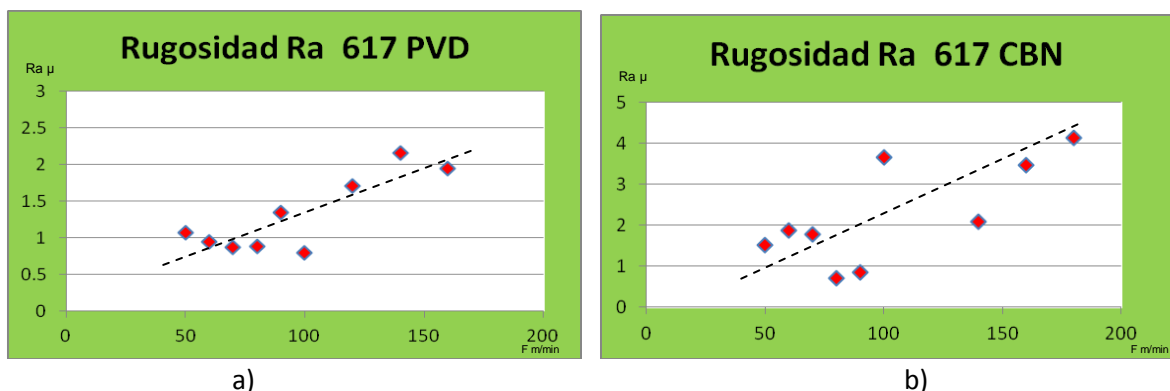


Figura 5.8. Las gráficas si muestran correlación positiva entre la velocidad de corte y la Rugosidad Ra ya que presentan tendencia, en piezas maquinadas de Inconel 617 a).- con herramienta de PVD y b).-Con herramienta de CBN.

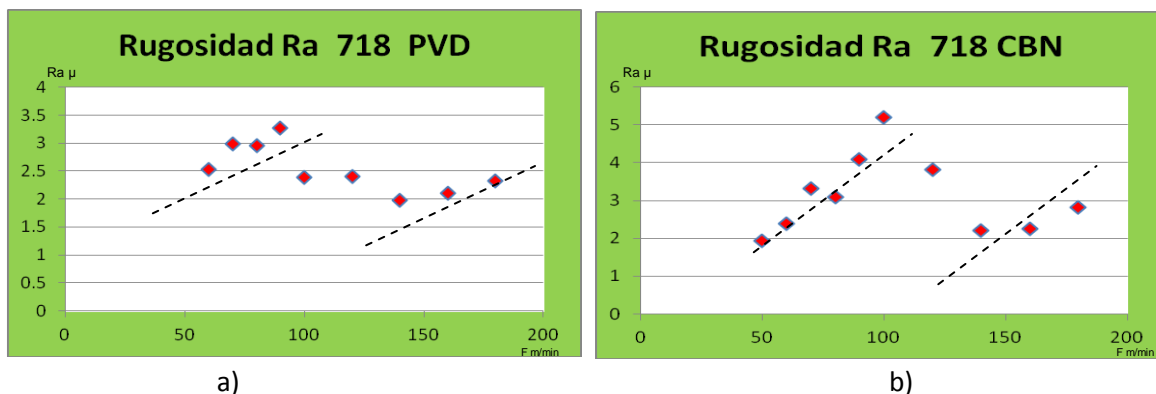


Figura 5.9. Las gráficas muestran correlación entre la velocidad de corte y la Rugosidad Ra ya que presentan tendencia discontinua, en piezas maquinadas de Inconel 718 a).- Con herramienta de PVD y b).-Con herramienta de CBN.

5.3.4 Análisis de la Rugosidad

Los esfuerzos considerables de investigación y desarrollo en todo el mundo se dirigen hacia la mejora de las operaciones de mecanizado para asegurarlos de una forma eficiente y económica de las superaleaciones, por la correcta comprensión del comportamiento de este material durante el mecanizado en condiciones de corte severas. Sin embargo, el mecanizado de superaleaciones sigue siendo un problema difícil, un enfoque eficaz todavía no está disponible.

La rugosidad de la superficie ideal es causada por la forma de la herramienta, velocidad de corte, avance de alimentación y profundidad de corte adecuadas, así para una operación de torneado, la rugosidad de la superficie natural es causada por las irregularidades en la operación de corte, tales como la adhesión de material en el borde de la herramienta, vibración, defectos en la estructura de la pieza de trabajo y las inexactitudes en el movimiento de la máquina herramienta [84].

Ezugwu, Wang y Okeke investigaron el comportamiento de mecanizado con una herramienta de metal con recubrimiento de una sola capa de TiN por PVD y el resultado que arrojó es que produce generalmente un buen acabado de la superficie, debido a la acción de pulido del borde del filo de corte y la generación de un acabado uniforme con la parte inferior de revestimiento en el borde de salida durante el mecanizado [84].

Se presentan en las Figuras 5.10 y 5.11 las graficas de los resultados obtenidos de rugosidad Ra de las pruebas realizadas de maquinado de las dos

superlaciones Inconel 617 y 718 respectivamente con 10 diferentes velocidades de corte, con respecto al acabado superficial medido a través de la rugosidad Ra, se observa un comportamiento parecido al de la temperatura con algunas diferencias, excepto en las condiciones de maquinado con velocidad de corte de entre 90 y 140 m/min con la herramienta de CBN, en las que se presenta notable variación para las dos superaleaciones, la diferencia se amplía con resultados favorables a la herramienta de PVD, pero con tendencias a incrementarse de manera abrupta en el caso del Inconel 617 como se muestra en la Figura 5.10.

Se observa, además, que las probetas maquinadas con la herramienta de PVD a velocidades de corte de 100 y 120 m/min tuvieron un repentino cambio en la rugosidad que se incrementó hasta 8.5 μm , después regresa a su tendencia inicial, este fenómeno coincide con en la medición de la dureza ver Figura 5.1, esto se debe probablemente a que las huellas del maquinado considerada como alta rugosidad facilita la penetración del indentador del durómetro, dando en este caso el efecto de menor dureza.

Llama la atención el resultado de la probeta a 50 m/min del Inconel 718 con la herramienta de PVD que da un valor de 6.58 μm ya que después de ésta, la rugosidad se mantiene muy estable con promedio de 2.54 μm , probablemente provocado por el impacto de la interfaz herramienta-pieza con posible vibración provocado por alguna variación de voltaje difícil de controlar.

El comportamiento del acabado del Inconel 718 con la herramienta de CBN presenta mayor variación con velocidades de corte de 90, 100 y 120 m/min en las que se incrementa hasta 5.2 μm luego regresa a su comportamiento normal. También en este caso favorece a la herramienta de PVD ver Figura 5.11.

Con relación a los resultados de rugosidad se puede establecer que existe un efecto directo de la velocidad de corte sobre la rugosidad influido también por el proceso de corte y la dureza de cada material, donde las variaciones de temperatura a las velocidades de corte entre 90 y 120 m/min también originaron inestabilidad en el comportamiento de la rugosidad especialmente con la herramienta de CBN para las dos superaleaciones como se observa claramente la misma tendencia en las Figuras 5.10 y 5.11, esto nos indica que se pueden producir piezas de buen acabado de Inconel 617 y 718 con la herramienta de carburo con recubrimiento de de TiAlN por PVD.

Para complementar el análisis en la Figura 5.12 se observa la diferencia de rugosidad tridimensional en la barra redonda maquinada con la herramienta de PVD (menor rugosidad) y con la de CBN (mayor rugosidad), debido

probablemente a la mayor fuerza de corte ejercida, originada por el desgaste progresivo del inserto de CBN, reflejado también en un aumento de temperatura, dicha fuerza no se determinó, podrá valorarse en otro estudio. Esta gráfica tridimensional nos permite ver de manera más notable la diferencia de rugosidad entre las dos herramientas, así como la huella o surco.

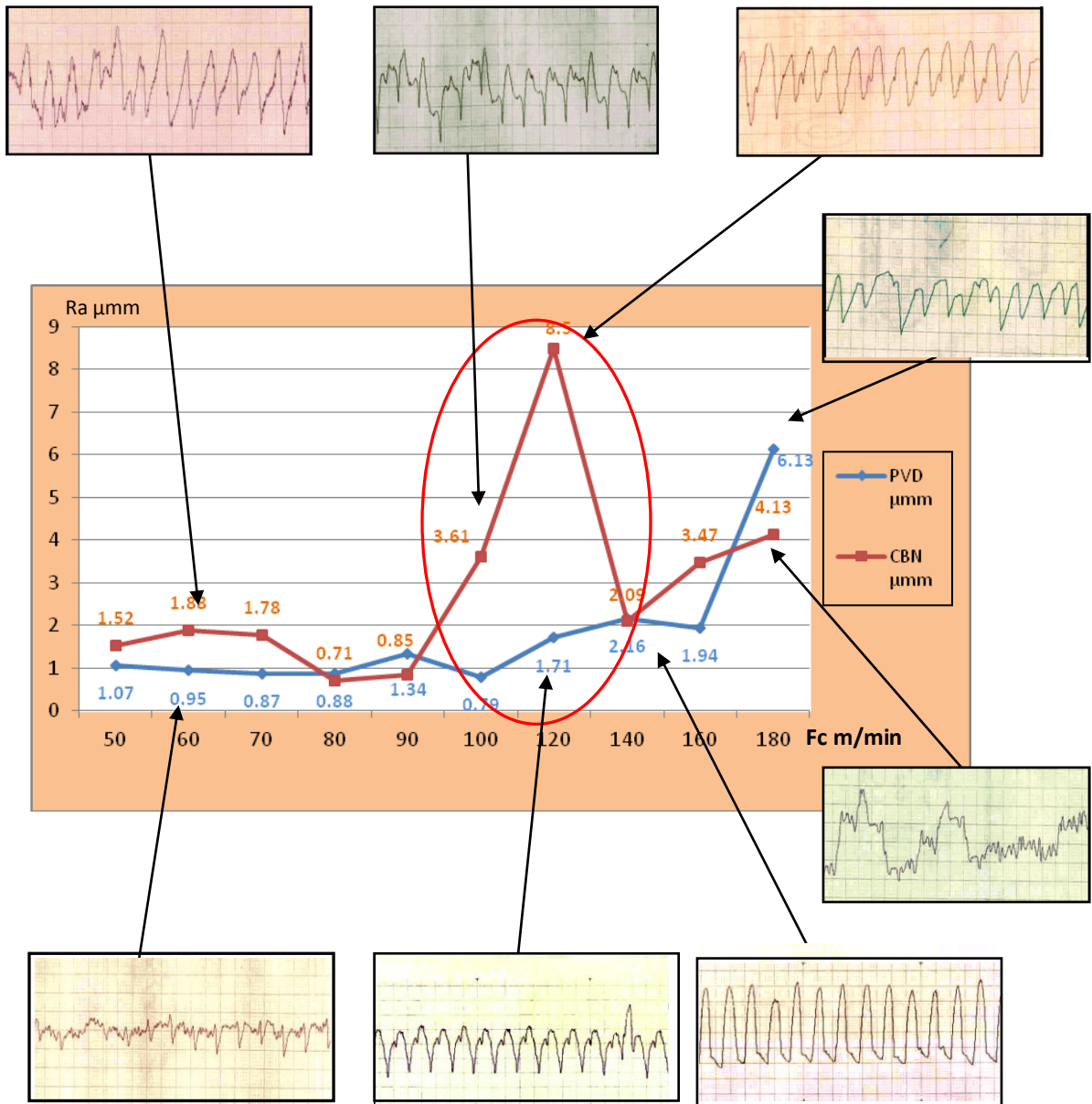


Figura 5.10. Rugosidad R_a producida en el maquinado de Inconel 617, con las herramientas de corte de CBN y PVD; se muestra la gráfica de la rugosidad de diferentes muestras.

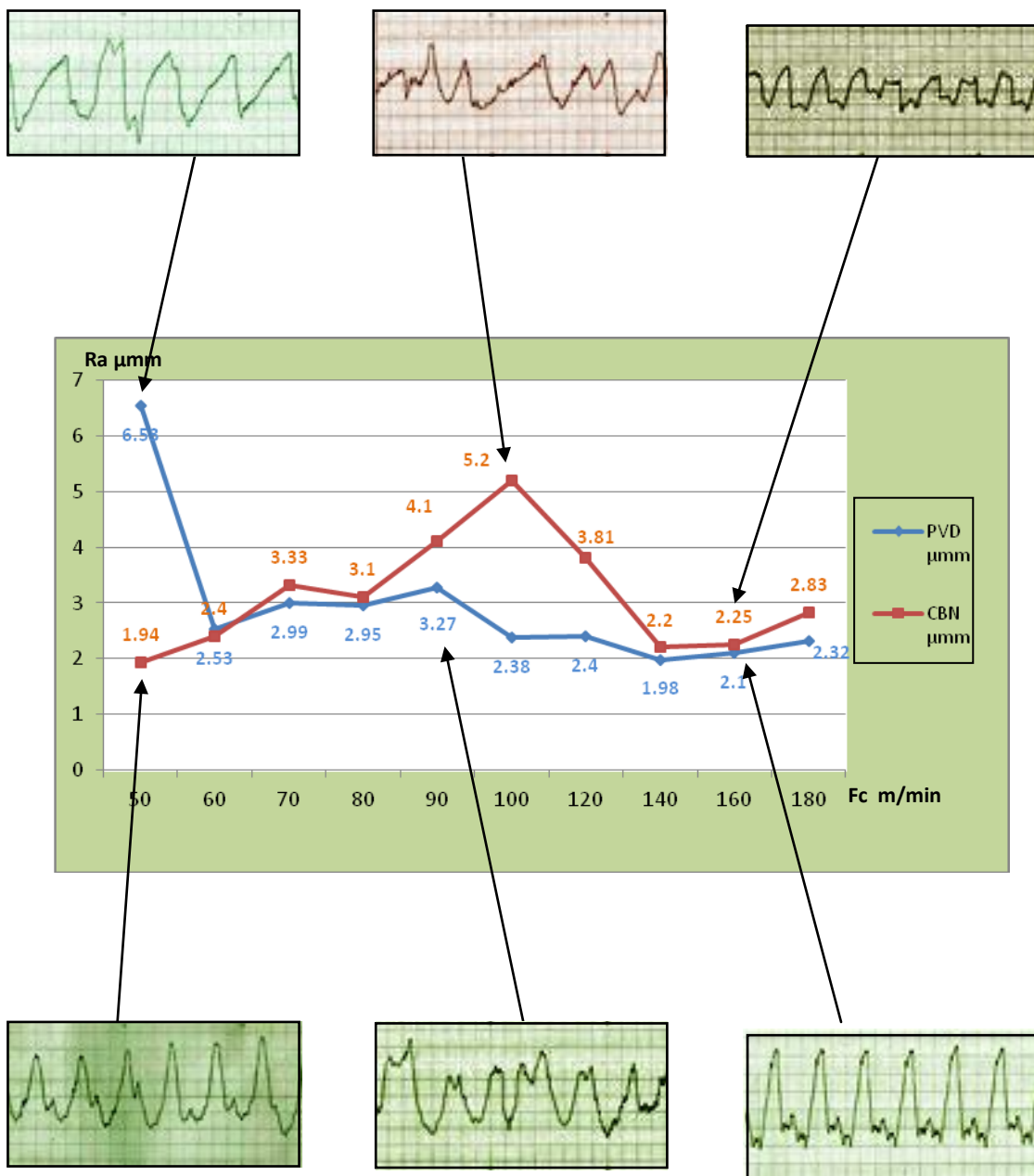


Figura 5.11. Rugosidad R_a producida en el maquinado de Inconel 718, con las herramientas de corte de CBN y PVD, se muestra la gráfica de la rugosidad de diferentes muestras.

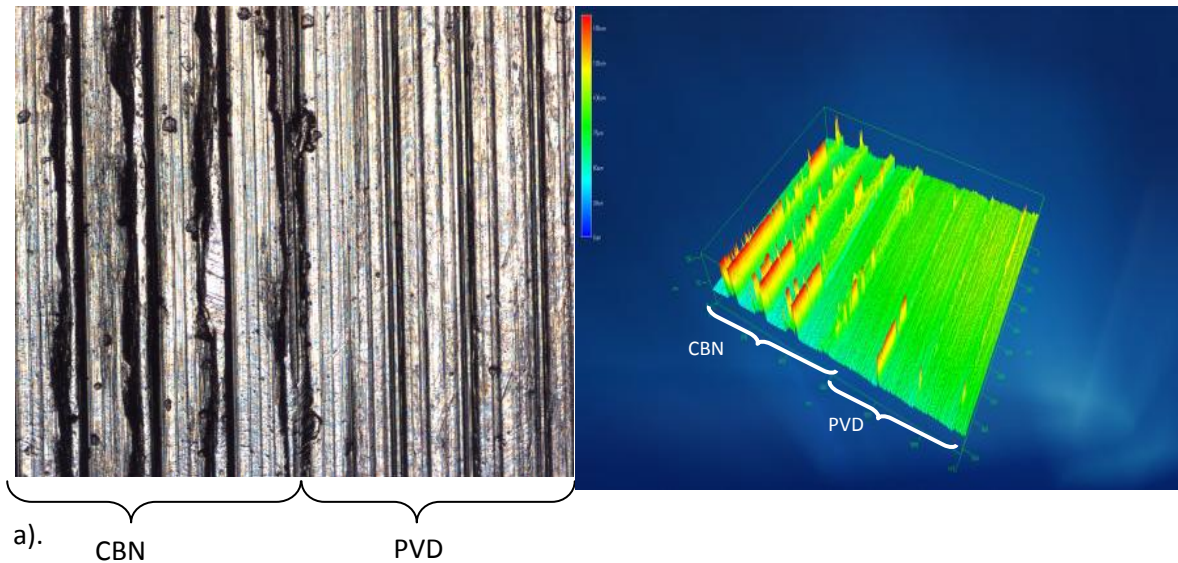


Figura 5.12. Rugosidad de la probeta maquinada con herramientas de CBN y PVD con el mismo avance (vel. De corte 120 m/min): a).-Imagen bidimensional del maquinado; b).-Imagen tridimensional donde se puede apreciar la diferencia de rugosidad con la profundidad del “surco” de maquinado.

5.4 Análisis Microestructural y Tamaño de grano

5.4.1 Tamaño de grano

5.4.1.1 Comportamiento del Tamaño de Grano en Inconel 617

Para una eficiente predicción de la calidad de la superficie maquinada tanto en previo como acabado fino es necesario conocer la maquinabilidad del material. De ahí que en este estudio se realizaron metalografías a las probetas después de maquinadas y se observaron con Microscopio Electrónico de Barrido. Como se puede ver en las Figuras de la 5.13 a la 5.18 para el Inconel 617 ocurre un cambio de tamaño de grano desde 4 a 6 con la herramienta de CBN y de 4 a 5 con la de PVD de acuerdo a la norma ASTM E112, a medida que la pieza sufre calentamiento durante el maquinado, lo que se explica en función del calentamiento más prolongado que sufren las piezas, requiriendo más tiempo para enfriarse incluso se puede ver que la variación de temperatura y el cambio en el tamaño de grano no son proporcionales al incremento en la velocidad de corte, esto se explica en función del tamaño de rebaba, ya que cuando la misma alcanza un espesor crítico, su masa es tal que puede absorber más calor y la temperatura del frente de maquinado tiende a disminuir [12]. También se puede ver que una vez alcanzado un tamaño de grano determinado para el Inconel 617

con la herramienta de PVD en este caso de 4 para velocidad de corte de 100 m/min, a mayor velocidad de corte se mantiene en relación directa a la temperatura a pesar de la variación.

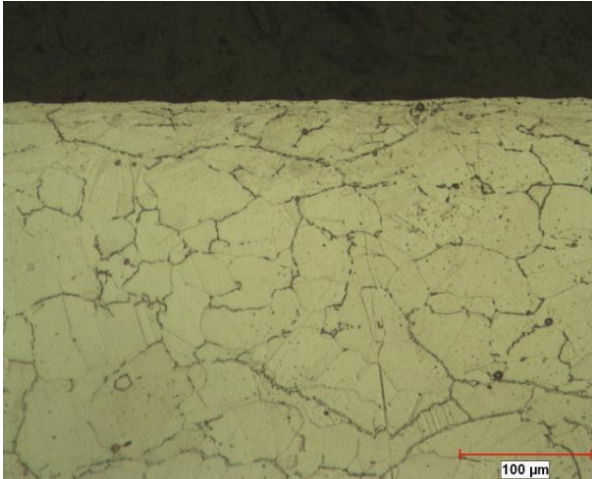


Figura 5.13. Micrografía de pieza de Inconel 617 maquinada a 60 m/min con herramienta de CBN a una temperatura de 293°C. Tamaño de grano 5.

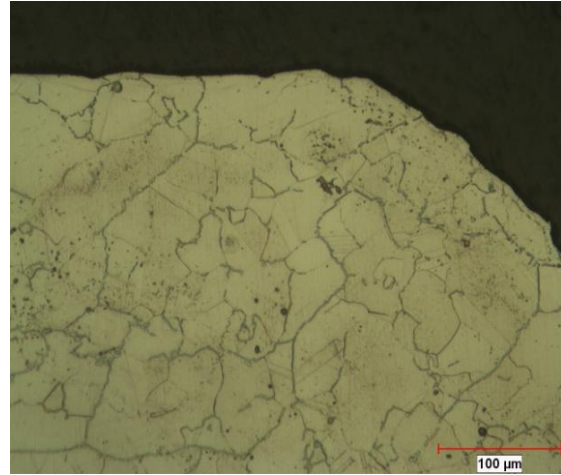


Figura 5.14. Micrografía de pieza de Inconel 617 maquinada a 60 m/min con herramienta de PVD a una temperatura de 180 °C. Tamaño de grano 5.

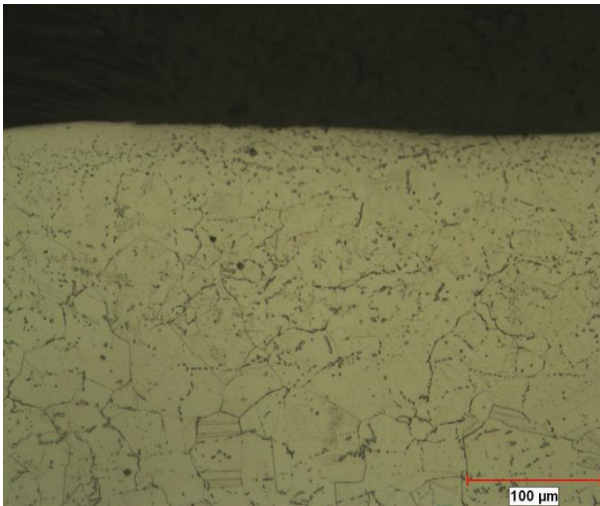


Figura 5.15. Micrografía de pieza de Inconel 617 maquinada a 100 m/min con herramienta CBN a una temperatura de 293°C. Tamaño de grano 6.

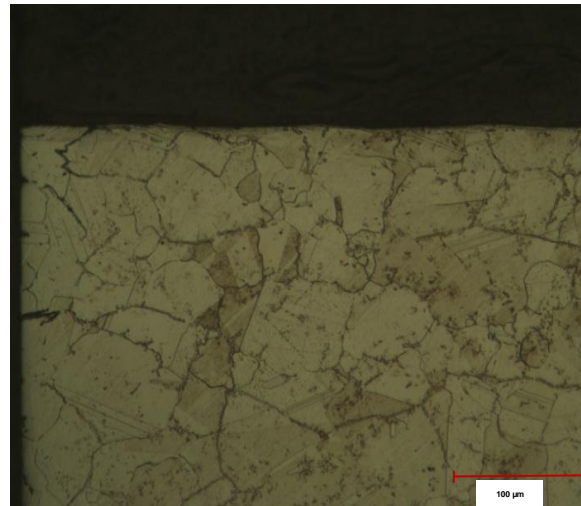


Figura 5.16. Micrografía de pieza de Inconel 617 maquinada a 100 m/min con herramienta PVD a una temperatura de 95°C. Tamaño de grano 4.

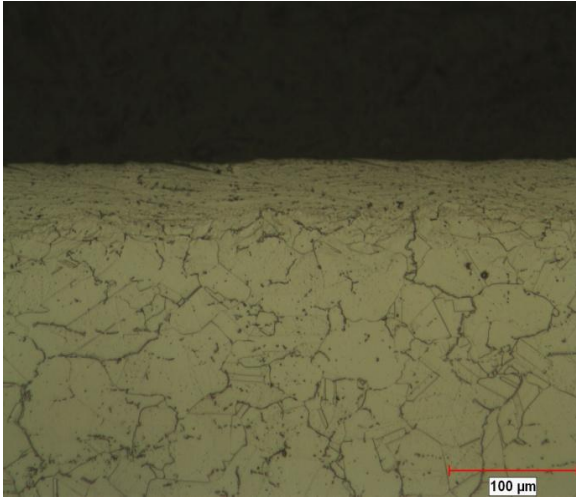


Figura 5.17. Micrografía de pieza de Inconel 617 maquinada a 180 m/min con herramienta CBN a una temperatura de 181°C. Tamaño de grano 4.

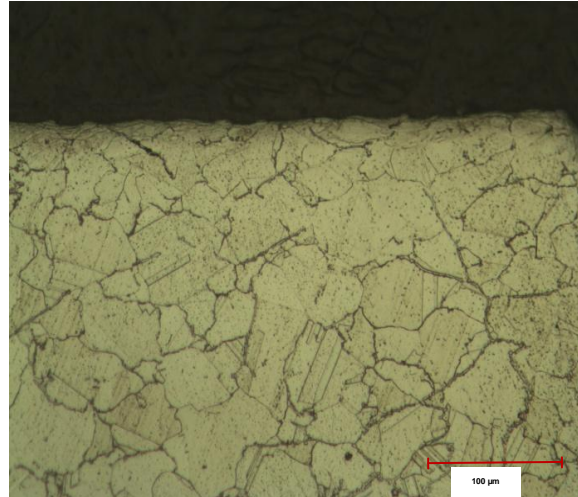


Figura 5.18. Micrografía de pieza de Inconel 617 maquinada a 180 m/min con herramienta PVD a una temperatura de 144°C. Tamaño de grano 4.

En esta investigación se observa que las microestructuras anteriores presentan granos cristalizados del tipo cuboidal con algunos carburos en los límites de grano, se puede ver en las microestructuras que la velocidad de corte no influye en relación al tamaño de grano pues es mínima la diferencia entre 4 y 5 (ASTM E112), se mantienen prácticamente igual del mismo tamaño, solo a velocidad de corte de 100 m/min con la herramienta de CBN cambia a 6 probablemente causado por el mayor esfuerzo y calentamiento que llegó a 293 °C, el mayor impacto se tiene en la superficie de la pieza maquinada donde se presenta deformación del grano o alargamiento.

5.4.1.2 Comportamiento del Tamaño de Grano en Inconel 718

Distintos estudios han mostrado el papel crítico de los parámetros de corte en la microestructura, la rugosidad y la vida de la herramienta cuando se trabajan aleaciones de Inconel. El tamaño de grano interactúa con los parámetros de corte (velocidad, avance, herramienta y material) afectando principalmente los parámetros en la superficie de contacto [12]. En este caso el propósito es analizar el cambio de microestructura a través del tamaño de grano bajo la norma ASTM E 1382 obtenido en el estereoscopio motorizado SteREO LUMAR V12 al maquinar la aleación 718.

Con respecto al Inconel 718 se puede ver que tiene un comportamiento muy homogéneo, aunque si existe variación de temperatura hasta de 126.5 °C entre las velocidades de corte de 60 m/min y 120 m/min de las piezas maquinadas con la herramienta de CBN, la máxima variación fue de 0.65 del total de las 10 velocidades de corte, comportamiento muy similar de variación con la herramienta de PVD (Ver las graficas de la 5.19 a 5.24).

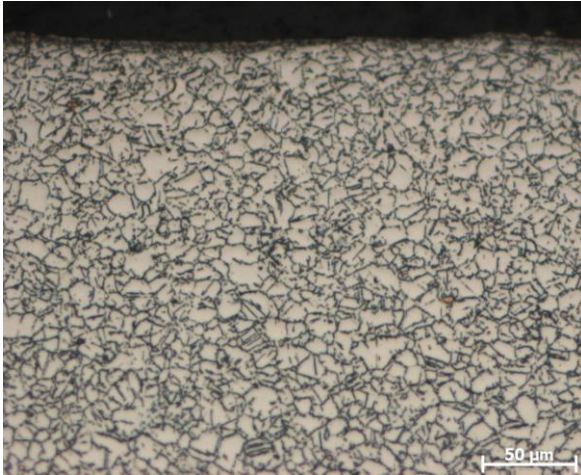


Figura 5.19. Micrografía de pieza de Inconel 718 maquinada a 60 m/min con herramienta CBN a una temperatura de 106°C. Tamaño de grano 11.57.

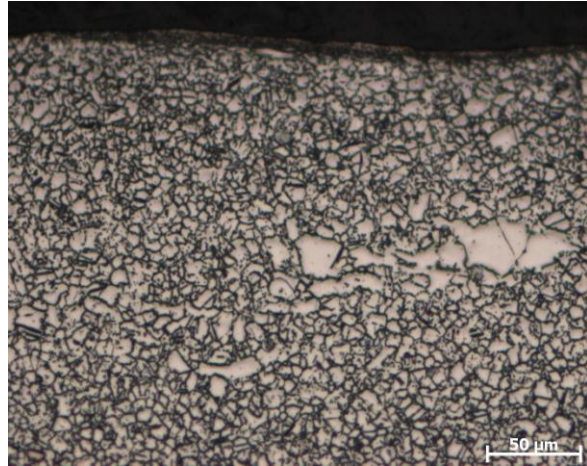


Figura 5.20. Micrografía de pieza de Inconel 718 maquinada a 60 m/min con herramienta PVD a una temperatura de 182.65 °C. Tamaño de grano 10.97.

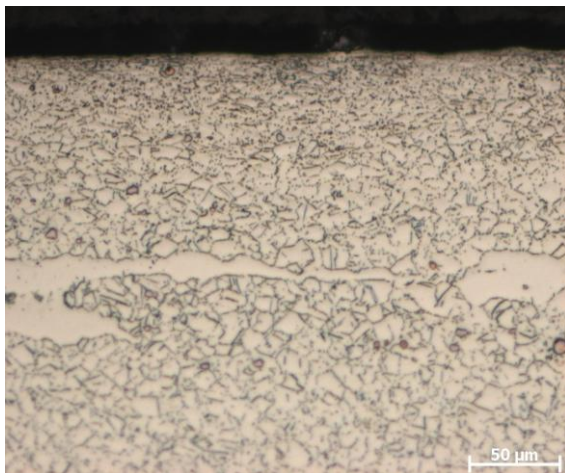


Figura 5.21. Micrografía de pieza de Inconel 718 maquinada a 120 m/min con herramienta CBN a una temperatura de 232 °C. Tamaño de grano 11.38.

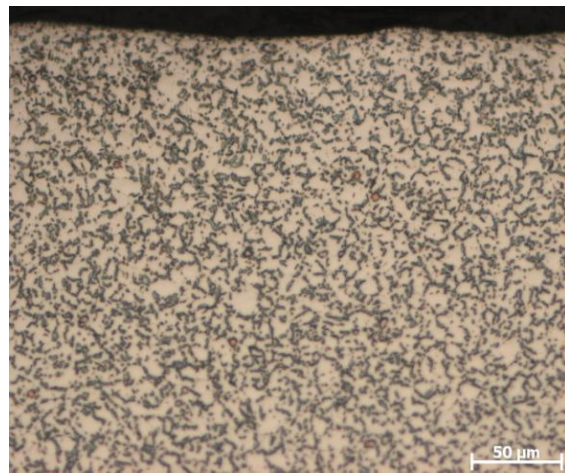


Figura 5.22. Micrografía de pieza de Inconel 718 maquinada a 120 m/min con herramienta PVD a una temperatura de 128.86 °C. Tamaño de grano 11.55.

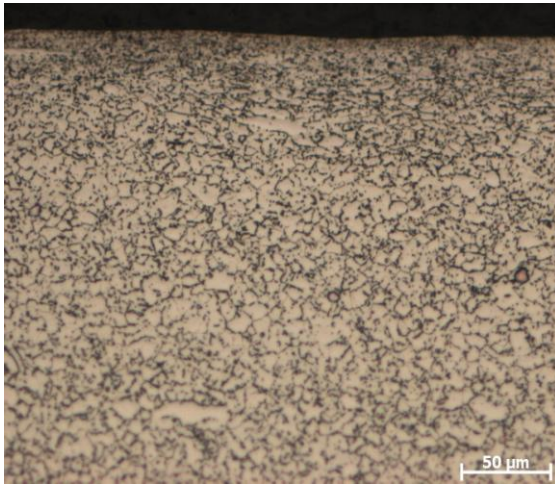


Figura 5.23. Micrografía de pieza de Inconel 718 maquinada a 180 m/min con herramienta CBN a una temperatura de 120 °C. Tamaño de grano 10.92.

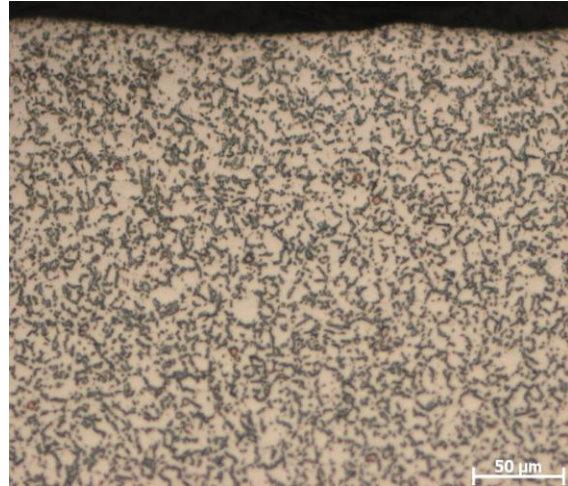


Figura 5.24. Micrografía de pieza de Inconel 718 maquinada a 180 m/min con herramienta PVD a una temperatura de 181.22 °C. Tamaño de grano 11.06.

En el caso de los resultados de las microestructuras del Inconel 718 se observa que es del tipo esferoidal con concentraciones de carburos precipitados alargados, de igual manera al Inconel 617 el tamaño de grano se mantiene con valores similares y donde se nota mayor efecto es a velocidad de 120 m/min también con la herramienta de CBN esto coincide con el comportamiento de temperatura y rugosidad donde a estas velocidades se presentó mayor variación, probablemente se tuvo picos de temperatura altos no registrados que originaron el cambio de grano. También en la zona de corte con la herramienta los granos están deformados por el excesivo esfuerzo para cortar el material.

5.4.2 Análisis Microestructural

Las características principales del níquel como base de la aleación son la estabilidad de fase cúbica centrada en la cara (fcc) de la matriz y la capacidad de ser reforzada por una variedad de medios directos e indirectos. Pueden ser clasificados como aleaciones de base de hierro-níquel, en las que el níquel es el elemento principal soluto, o base de níquel, en los que al menos el 50% de níquel está presente. Como se mencionó en el marco teórico las fases que pueden estar presentes son la **Matriz Gamma γ fcc**, **Gamma prima γ' fcc** (Ni, Al, Ti), **Gamma doble prima γ'' (bct)** (Ni₃Nb), **Límite de grano γ'** (Producida por tratamiento térmico o en servicio), **Carburos, Boruros entre otras** [26].

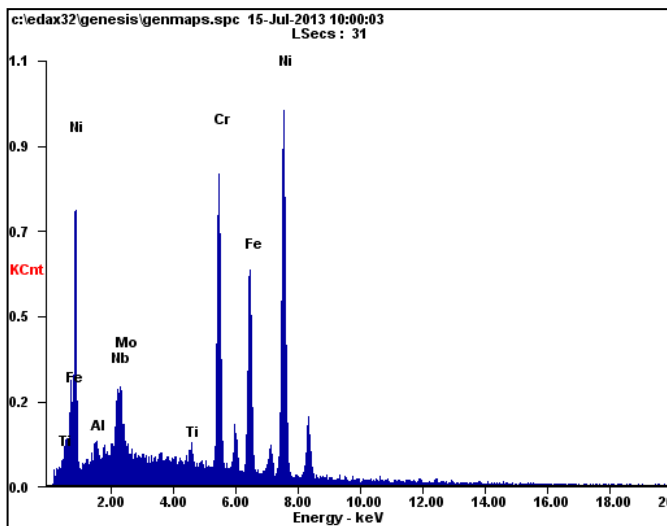
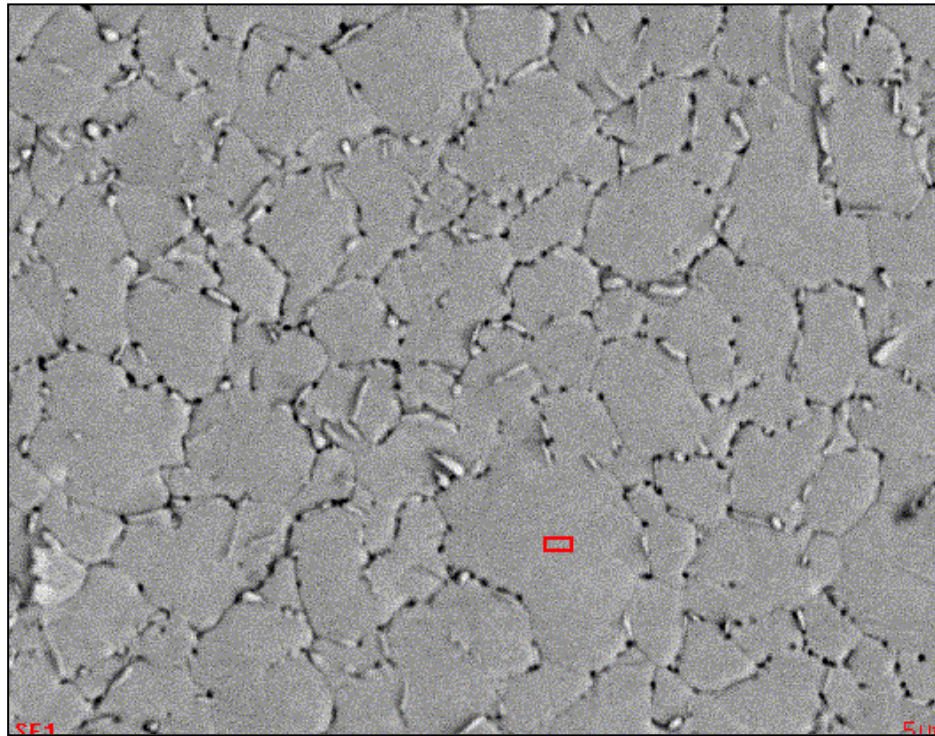
En superaleaciones base níquel, sin embargo, todas las fases anteriores, están generalmente presentes excepto γ'' , pero varias superaleaciones de níquel-hierro, tales como Inconel 706 e Inconel 718, contienen γ'' Ni_3Nb como precipitado principal, así como γ' [26].

Por las características microestructurales tienen gran influencia en el bajo índice de maquinabilidad de las superaleaciones debido a las fases presentes anteriormente mencionadas, alta presencia de carburos que las hacen muy abrasivas y el endurecimiento en el trabajo durante el corte del metal de las aleaciones base níquel, este comportamiento se presentó con mayor énfasis en el Inconel 718.

En los experimentos realizados se puede notar que durante las pruebas de maquinado de las aleaciones Inconel 617 y 718 no se presentan cambios de composición ni microestructurales ya que las temperaturas generadas no llegan a influir, pues máximo llegan alrededor de 300°C (probablemente hubo picos de mayor temperatura no registrados) como puede notarse en el diagrama de fases Ni-Al (Ver Figura 3.14 del capítulo 3),

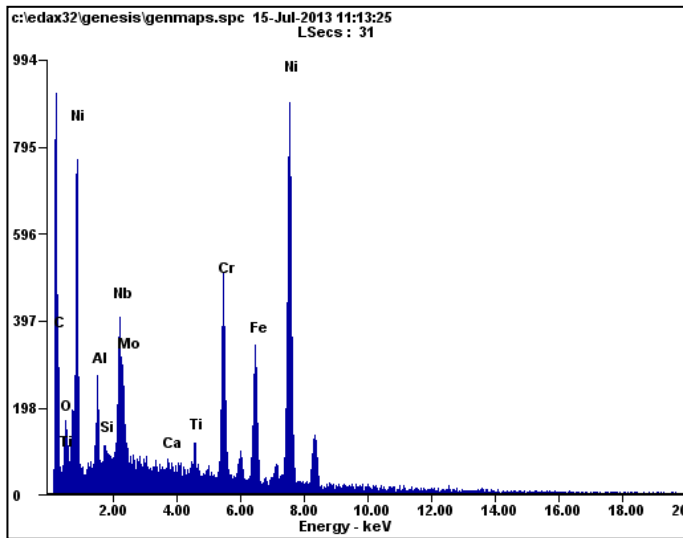
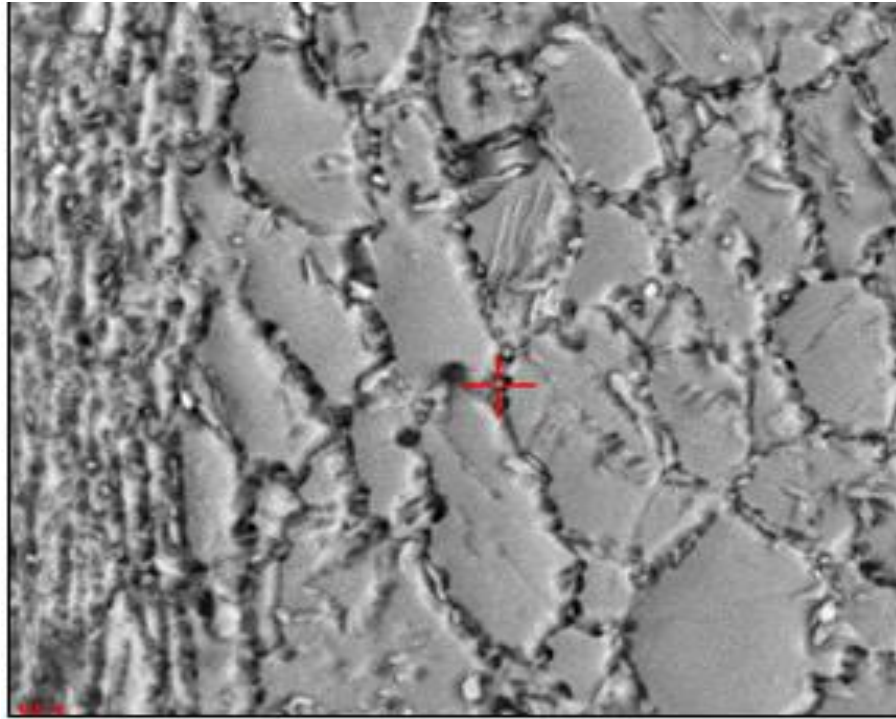
Se realizaron estudios EDX (Energía Dispersa de Rayos X) sobre todo en probetas del Inconel 718 para confirmar la composición química o buscar la posible adherencia del material de la herramienta de corte, determinar posibles inclusiones y además verificar las fases presentes. En las Figuras 5.25, 5.26 y 5.27 se muestran micrografías con diferentes condiciones de maquinado a velocidades de corte de 50 y 80 m/min del Inconel 718 prácticamente iguales, solo con el efecto de las fuerzas de corte sobre granos deformados alargados en el borde de las piezas, se muestran además los microanálisis respectivos donde se observa en la Figura 5.25 la composición química típica de una aleación de Inconel 718 muy similar a la composición obtenida antes del maquinado, mientras que en las Figuras 5.26 y 5.27 se muestra la composición química en las fronteras de grano notándose claramente los carburos o la fase γ'' que contiene Ni_3Nb .

En el proceso de corte se dan diferentes fenómenos como la adherencia y la difusión sobre todo cuando en los materiales existe elementos con afinidad, donde se trasladan o intercambian entre el material maquinado y la herramienta de corte, en el caso de las micrografías mostradas, en las fronteras de grano se nota mayor presencia de precipitados de Niobio y Aluminio descartando en esta situación la difusión, en el caso de la Figura 5.26 se observa mayor porcentaje de aluminio. Se puede comentar con seguridad que no se presentaron cambios importantes en la composición química antes y después del maquinado.



<i>Element</i>	<i>Wt%</i>	<i>At%</i>
<i>Al</i>	00.90	01.94
<i>Nb</i>	04.89	03.04
<i>Mo</i>	03.48	02.10
<i>Ti</i>	01.01	01.22
<i>Cr</i>	18.86	20.98
<i>Fe</i>	17.75	18.38
<i>Ni</i>	53.11	52.34
<i>Matrix</i>	Correction	ZAF

Figura 5.25. Micrografía y microanálisis de la probeta maquinada con CBN a 50 m/min de Inconel 718.

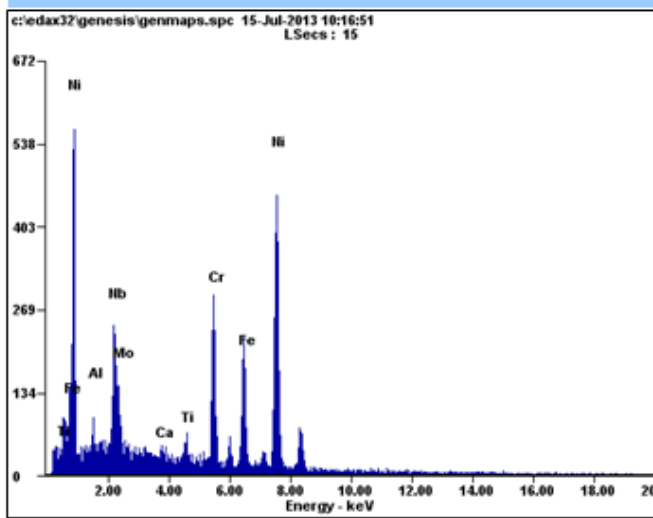
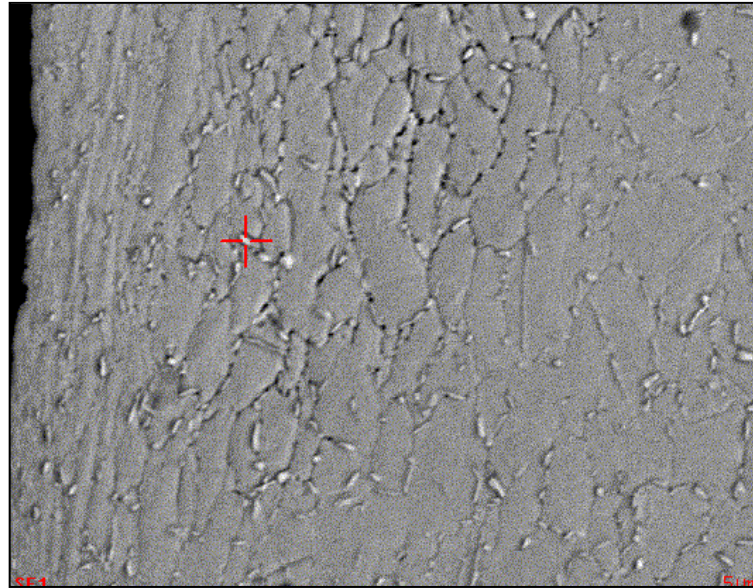


<i>Element</i>	<i>Wt%</i>	<i>At%</i>
<i>C</i>	26.47	60.74
<i>O</i>	03.18	05.48
<i>Al</i>	02.38	02.43
<i>Si</i>	00.20	00.19
<i>Nb</i>	06.77	02.01
<i>Mo</i>	02.15	00.62
<i>Ca</i>	00.19	00.13
<i>Ti</i>	01.02	00.59
<i>Cr</i>	08.99	04.76
<i>Fe</i>	08.82	04.35
<i>Ni</i>	39.83	18.70
<i>Matrix</i>	Correction	ZAF

Figura 5.26. Micrografía y microanálisis de la frontera de grano de Inconel 718 maquinada con herramienta de PVD, se observa mayor contenido de precipitados de Aluminio y Titanio descartando la posible adherencia.

De las figuras 5.27 y 5.28 se puede notar que el contenido es mayor de Niobio elemento que realiza la función de generador de carburos y endurecedor de

precipitados en las superaleaciones, también en promedio contiene mayor contenido de aluminio que ayuda en la formación de la fase gamma prima (Ni_3Al Ti), así como endurecedor de precipitados y resistencia a la oxidación.



<i>Element</i>	<i>Wt%</i>	<i>At%</i>
<i>Al</i>	01.36	02.98
<i>Nb</i>	11.20	07.15
<i>Mo</i>	03.50	02.17
<i>Ca</i>	00.00	00.00
<i>Ti</i>	01.04	01.29
<i>Cr</i>	14.17	16.18
<i>Fe</i>	13.75	14.62
<i>Ni</i>	54.98	55.60
<i>Matrix</i>	Correction	ZAF

Figura 5.27. Micrografía y microanálisis de la frontera de grano de Inconel 718 maquinada con herramienta de CBN.

5.5 Análisis de la Rebaba (virutas)

Durante el proceso de maquinado de las 2 superaleaciones Inconel 617 y 718 se generaron diferentes tipos de rebaba que reflejan el comportamiento del maquinado en las diferentes condiciones de corte, de las cuales se presentan las Figuras más representativas principalmente donde se reflejan mayores cambios o variaciones según las condiciones de corte.

A diferencia de otras propiedades mecánicas, la maquinabilidad de un material, es muy difícil de definir, dada su dependencia con muchas variables, a saber: el material a mecanizar y su estado (microestructura, dureza, composición química, método de conformación), el material de la herramienta a utilizar, si esta es recubierta o no, la geometría de corte, el tipo de proceso de mecanizado, el estado de conservación de la máquina-herramienta empleada en el ensayo, la utilización o no de fluido de corte. López [88]

En relación con las evaluaciones de maquinabilidad por torneado, el documento de referencia es la Norma ISO 3685 [89], la cual establece los requerimientos generales para este tipo de ensayo. La citada norma contempla la posibilidad de utilizar insertos de acero rápido (herramienta de difícil implementación dada la forma compleja y precisa de su afilado, requiriendo para efectuarlo, de un equipamiento especial y personal altamente calificado), así como también da la opción de utilizar insertos de metal duro (constituye una herramienta de simple implementación, dado que el inserto presenta geometría de corte terminada y precisa, proveniente de su propio proceso de fabricación) aunque expresa claramente que no deben poseer recubrimiento alguno.

Debido a que las condiciones que plantea esta norma son difíciles de cumplir para el caso de esta investigación, los criterios de maquinabilidad que se tomarán son: a).-La rugosidad de los materiales maquinados.

b).-El tipo de rebaba generado que muestra la facilidad al maquinado.

c).-El tipo de desgaste presentado en las herramienta al término de cada prueba.

Es por eso la importancia de analizar la rebaba y su microestructura, así como los tipos de desgaste de las herramientas de corte que se presentaron en estas pruebas.

5.5.1 Análisis de la forma y tipo de la Rebaba de Inconel 617

Como se puede ver en la Figura 5.28 las rebabas del Inconel 617 maquinado con la herramienta de PVD, son del tipo **continua helicoidal** y la microestructura

se ve uniforme pero con las marcas alargadas la cuales indican las grietas que dividen cada espesor de rebaba originadas por la fuerza de corte, dicho comportamiento fue similar en las velocidades de 50 a 80 m/min, aunque fue cambiando en las siguientes velocidades hasta presentarse fractura de la rebaba como se puede ver en la Figura 5.29 y Figura 5.30 en ésta la rebaba es del tipo en **arco secundada**, se presenta a partir de velocidad de corte de 90 m/min, a pesar del cambio de filo en la probeta maquinada a 100 m/min se siguió comportando igual, esto probablemente por las elevadas temperaturas, mayor deformación y dificultad de corte lo que origina fragilización de la rebaba y que se fracture, se observa en la microestructura mayor alargamiento de los trozos de rebaba.

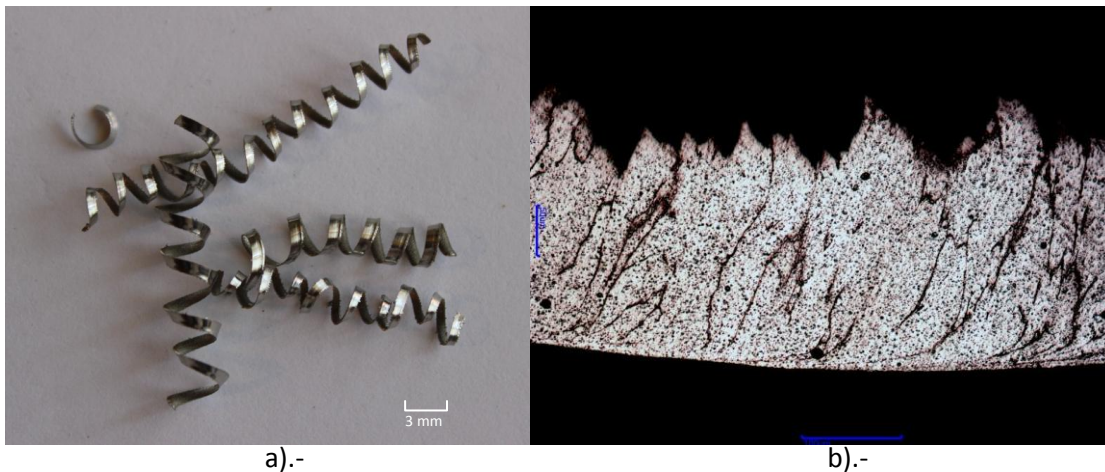


Figura 5.28. a).-Rebaba de probetas de Inconel 617 maquinadas a $V_c=60$ y 70 m/min con herramienta de PVD del tipo continua helicoidal, b).-Microestructura de la rebaba de la probeta correspondiente a 60 m/min.

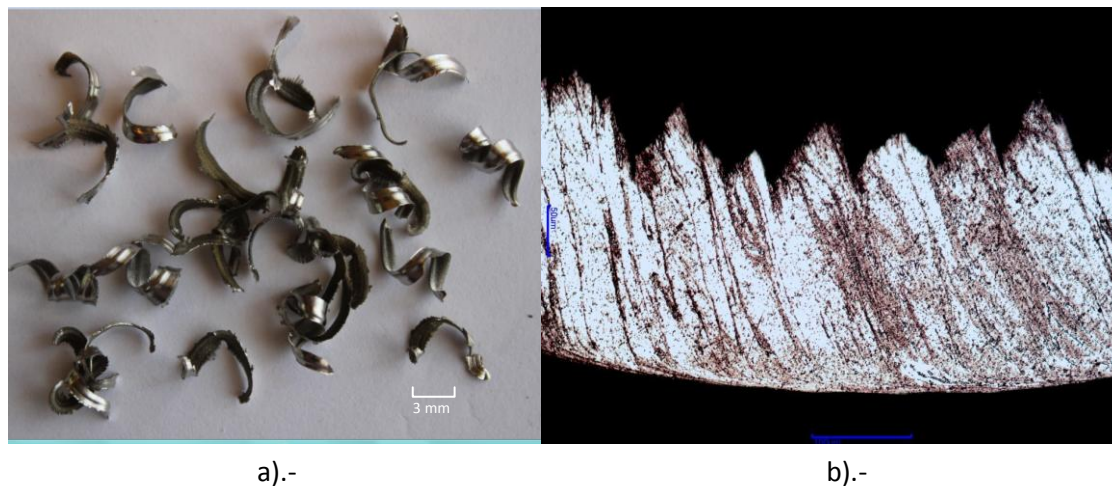


Figura 5.29. a).-Rebaba de probetas de Inconel 617 maquinadas a $V_c=90$ y 100 m/min con herramienta de PVD del tipo aserrada o segmentada (arco secundada), b).-Microestructura de la rebaba de la probeta correspondientes a 100 m/min.

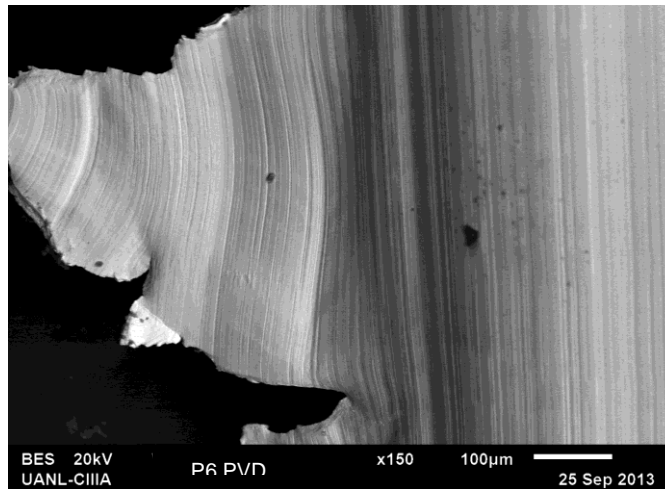
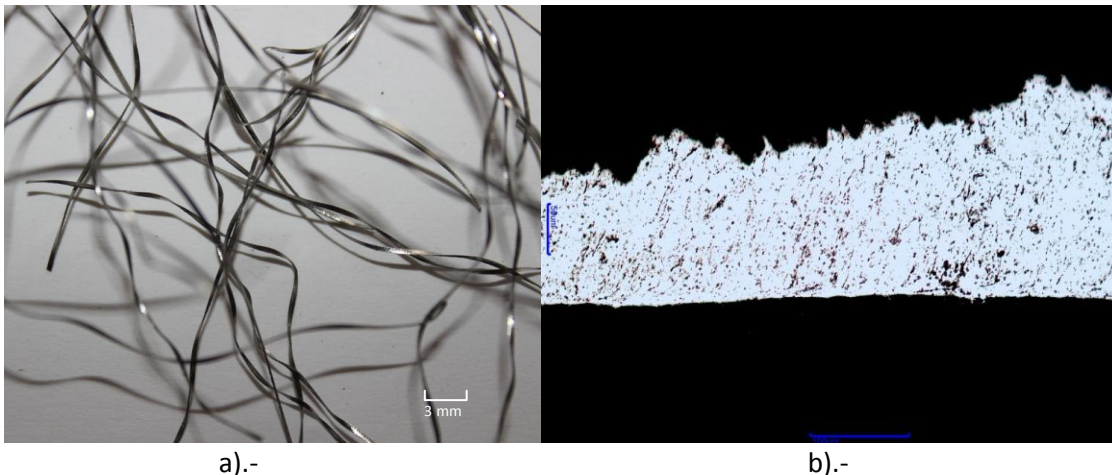


Figura 5.30. Rebaba de material Inconel 617 maquinada a 120 m/min.

En la Figura 5.31 se tiene rebaba del tipo **cinta enredada** la cual muestra que fluyó con mayor facilidad, esto a velocidad de corte de 160 y 180 m/min, se puede ver la microestructura mas “limpia” sin grietas o marcas entre cada rebaba.



a).- Rebaba de probetas de Inconel 617 maquinadas a $V_c=160$ y 180 m/min con herramienta de PVD del tipo cinta enredada, b).-Microestructura de la rebaba de la probeta maquinada a 160 m/min.

La rebaba generada con la herramienta de CBN para el Inconel 617 en cada prueba de velocidad de corte se presentó muy similar a la de PVD, aunque la mayor diferencia fue en las velocidades de corte de 100 y 120 m/min sobre todo presenta el tipo de rebaba de **cinta corta y en arco**, pero sobrecalentadas (ver Figura 5.32 que muestra la rebaba y su microestructura en esta se registraron mayores temperaturas con la herramienta de CBN) incluso también se realizó un cambio de filo pero se mantuvo el mismo comportamiento.



Figura 5.32. Rebaba de probetas de Inconel 617 maquinadas a $V_c=100$ y 120 m/min con herramienta de CBN del tipo cinta corta y en arco, b).- Microestructura de la Rababa de la probeta maquinada a 120 m/min.

De acuerdo al comportamiento observado del tipo de rebaba en el maquinado del Inconel 617 el proceso pasa por tres etapas;

1).-En las velocidades de corte menores entre 50 y 80 m/min, tanto para la herramienta de PVD como para la de CBN el tipo de rebaba es continua helicoidal lo que da la primer referencia de maquinabilidad, la microestructura muestra granos uniformes pero con grietas intermedias debido a la elevada fricción.

2).-Posteriormente se presenta una etapa de entre 100 y 140 m/min donde la rebaba es discontinua presentando un comportamiento de borde recreado se presenta mayor dificultad, se incrementan las fuerzas de corte y en forma directa aumenta la temperatura se fragiliza la rebaba y se desprende en secciones pequeñas y en algunos momentos muy sobrecalentada esto se observó más intensamente con la herramienta de CBN en conclusión en esta etapa disminuye la maquinabilidad. La micrografía presenta granos alargados producto del aumento de fricción y mayor dificultad al cizallamiento, los picos de la rebaba son desuniformes y separados.

3).-Finalmente se presenta la tercer etapa con velocidades de corte de entre 170 y 180 m/min aquí mejora la maquinabilidad pues la rebaba es continua, aunque el comportamiento de la rugosidad tiende a incrementarse.

Por el tipo de rebaba generada se puede observar claramente en que velocidades de corte tuvo mayor dificultad el corte como se ve en la microestructura de la figura 5.29 donde los granos se ven deformados y alargado por el acumulamiento

de la rebaba que debía tener planos de cizallamiento bien definidos de modo similar al movimiento de un paquete de naipes deslizándose, como la figura 3.40

5.5.2 Análisis de la forma y tipo de la rebaba de Inconel 718

Para el caso del maquinado de Inconel 718 con la herramienta de PVD la respuesta al corte, fue muy parecida al del Inconel 617 aun siendo un material de mayor dureza en promedio 302.7 HRB antes del maquinado. La rebaba paso del tipo **continua helicoidal** en las velocidades de corte 50-60 m/min variando la morfología de la viruta a medida que se aumentaba la velocidad de corte, los momentos de mayor cambio en la transición del tipo de rebaba fueron en las velocidades de entre 100 y 120 m/min donde pasa a la forma de **helicoidal roldana enredada**, con zonas de baja deformación y pequeñas zonas de alta deformación cortante, este comportamiento resulta de los metales de baja conductividad térmica en este rango se elevó la temperatura. A la velocidad de 100 m/min se cambio el filo el cual no influyó en el tipo de rebaba, se observa que el efecto se da de manera directa por la velocidad de corte, más que por el filo nuevo, en las últimas velocidades a 160 y 180 m/min la rebaba cambió totalmente a rebaba tipo **cinta enredada** segmentada ver microestructura de la Figura 5.36.

Es importante recalcar, como se ve en las Figuras 5.33 a la Figura 5.36, tanto la rebaba como la microestructura no presenta cambios significativos, el material se acumula de manera muy ordenada después del cizallamiento, incluso por efecto en los niveles de velocidad de corte más altos las probetas a 160 y 180m/min tuvieron menor dificultad al corte, (ver la figura 5.35).

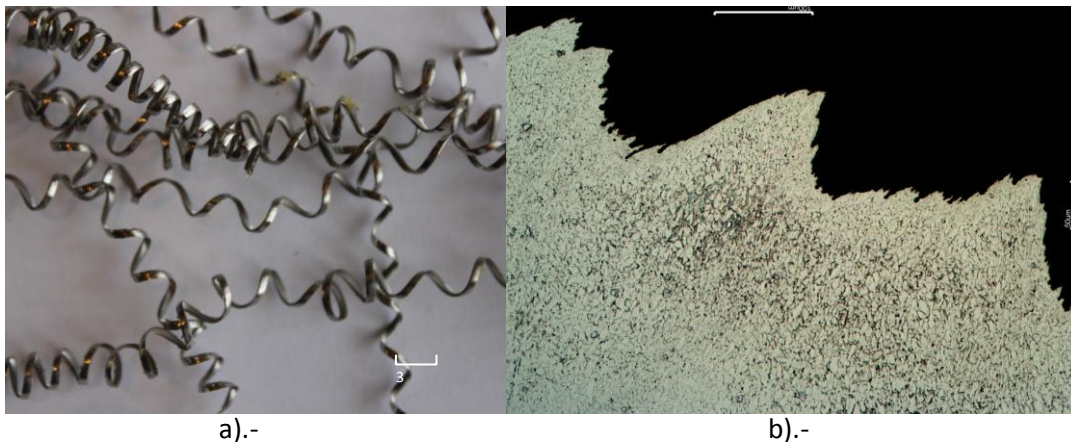


Figura 5.33. a).-Rebaba de probetas de Inconel 718 maquinadas a $V_c=50$ m/min con herramienta de PVD, b).-Microestructura de la misma rebaba.

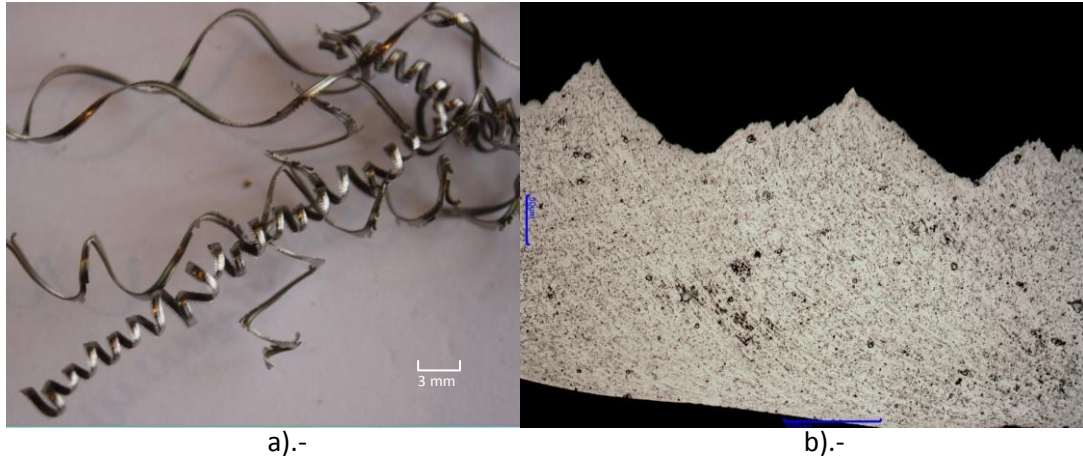


Figura 5.34. a).- Rebaba de probeta de Inconel 718 maquinadas a $V_c=90$ m/min con herramienta de PVD. b).-Microestructura de la misma rebaba.

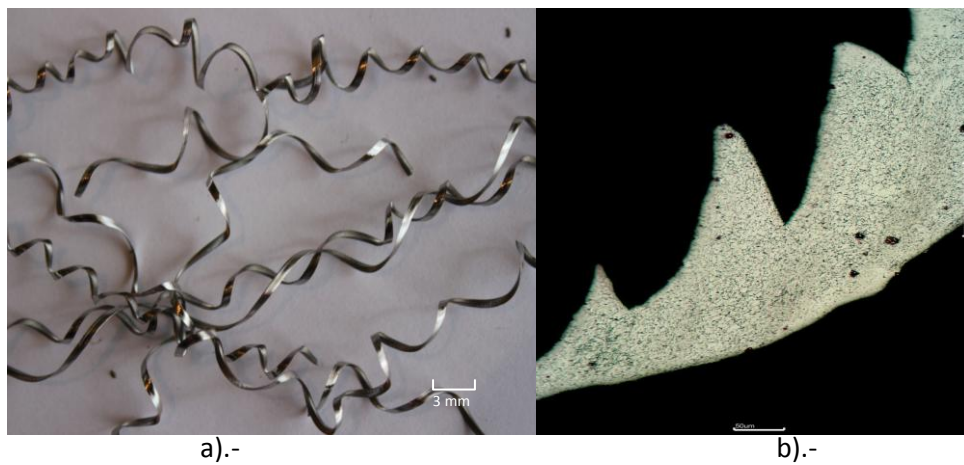


Figura 5.35. a).-Rebaba de probeta de Inconel 718 maquinadas a $V_c=120$ m/min con herramienta de PVD, b).-Microestructura de la misma rebaba.

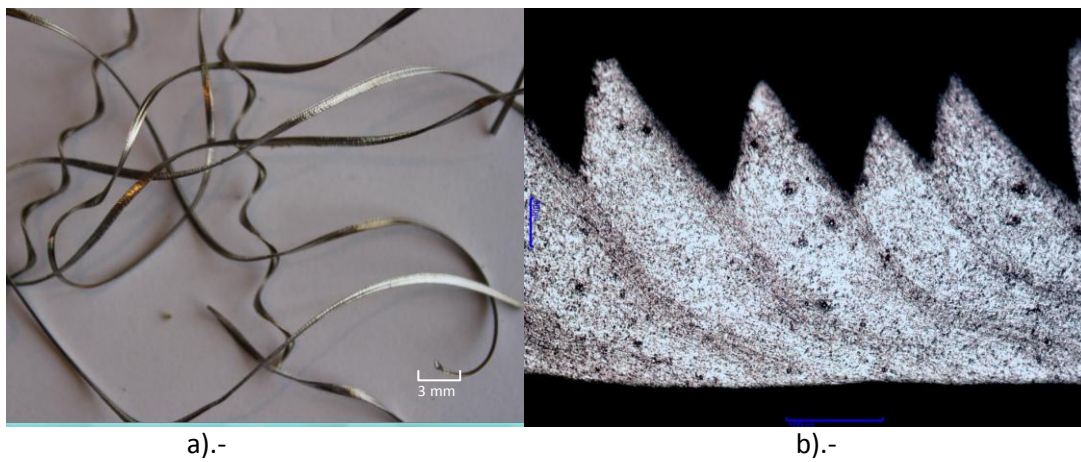


Figura 5.36. a).-Rebaba de probeta de Inconel 718 maquinadas a $V_c=180$ m/min. Con herramienta de PVD, b).-Microestructura de la misma rebaba.

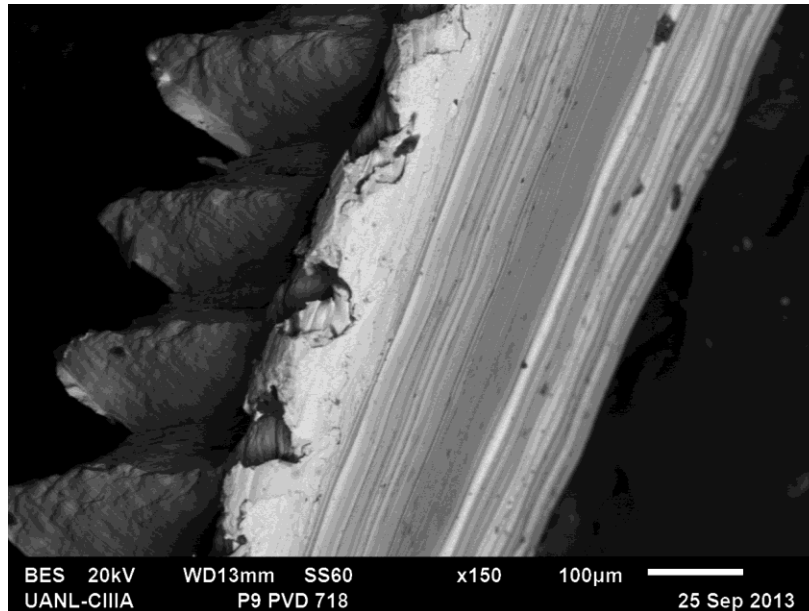
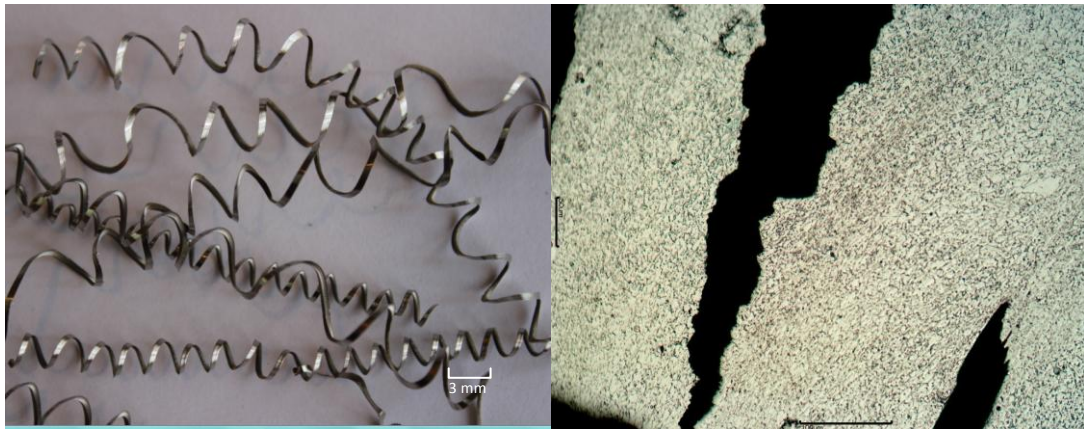


Figura 5.37. Rebaba de la probeta Inconel 718 maquinada a $V_c=160$ m/min con herramienta de PVD, se observa el corte muy fluido.

Con relación al comportamiento del proceso de corte con herramienta de CBN para el Inconel 718, en las velocidades de corte menores de entre 50 a 80 m/min se comportó igual al corte con herramienta de PVD ver Figura 5.38, pero a partir 90 m/min la herramienta tiene mayor dificultad para el corte, en la probeta a 100 m/min se realizó cambio de filo, no presentó mejoría ya que siguió con la misma tendencia de tener dificultad al corte, aunque la temperatura máxima registrada con la cámara Termográfica fue de 232.5°C en la interface herramienta-material-rebaba por el color de la rebaba café dorado oscura muy probablemente se tendrían picos de temperaturas arriba de 600°C , también en estas velocidades se astilló la herramienta lo que provocó mayor dificultad de corte y subsecuente generación de rebaba con morfología muy variada en las velocidades de entre 120 a 180 m/min. También se puede ver en la microestructura de la rebaba de la probeta 10 el borde superior del **diente de sierra** sobrecalentado, ver Figuras 5.39 y 5.40.

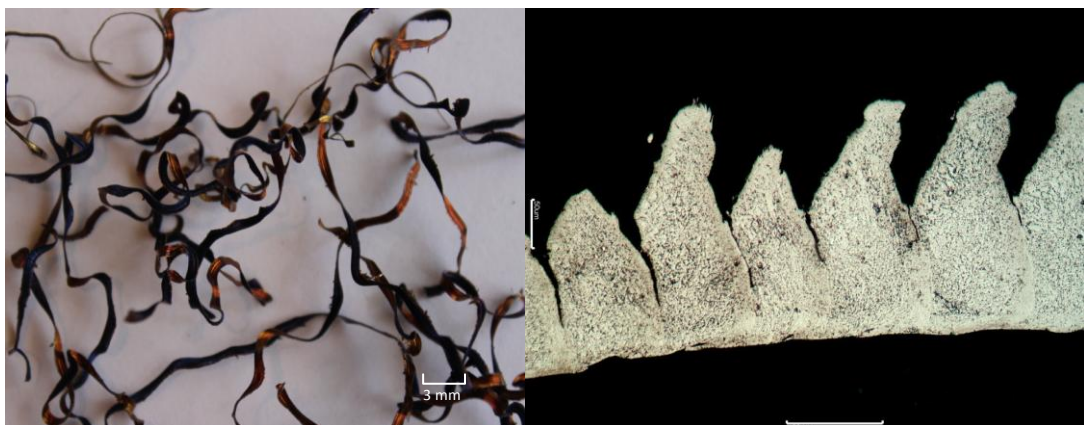
Se puede notar claramente que se obtiene mejor maquinabilidad con la herramienta de PVD, con la herramienta de CBN presenta demasiada dificultad al maquinado lo que genera rebabas de diferente tipo (helicoidal, cinta corta, aserrada) en la misma velocidad de corte provocado por las diferentes fuerzas de corte, ya que la herramienta sufre desgaste hasta el grado de ruptura catastrófica, esto se observa también en las microestructuras con grietas presentes en la rebaba discontinua y del tipo borde recrecido (Ver Figuras 5.39 y 5.40).



a).-

b).-

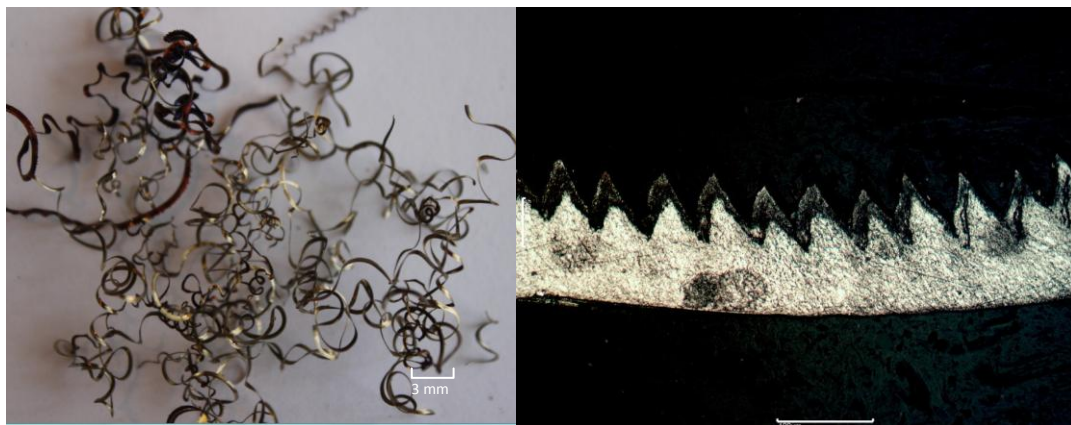
Figura 5.38. a).-Rebaba de probetas de Inconel 718 maquinadas a $V_c=50$ y 60 m/min con herramienta de CBN, b).-Microestructura de la rebaba de probeta maquinada a 60 m/min.



a).-

b).-

Figura 5.39. a).-Rebaba del tipo discontinua de probeta de Inconel 718 maquinada a $V_c=120$ m/min. con herramienta de CBN, b).-Microestructura de la misma rebaba.



a).-

b).-

Figura 5.40. a).-Rebaba muy rizada de probeta de Inconel 718 maquinadas a $V_c=180$ m/min con herramienta de CBN, b).-Microestructura de la misma.

5.6 Análisis del Modo de Falla de las Herramientas de Corte

El aumento de temperatura como resultado de la baja conductividad térmica de las aleaciones de níquel, junto con mayores tensiones que actúan en los bordes de corte, tienden a acelerar el desgaste de la herramienta. Los modos de falla de las herramientas de corte en el mecanizado en condiciones de velocidad más alta son dominados por el desgaste severo en el flanco, excesivo astillado y fractura del filo de corte debido al desgaste, a la abrasión, difusión y mecanismos de desgaste por deformación plástica que actúan solos o en combinación. El mecanismo de desgaste es dominante cuando se mecaniza a bajas velocidades de corte donde hay altas tensiones desiguales debido a la adhesión intermitente entre la herramienta y la pieza de trabajo como resultado del flujo de virutas irregular y la ruptura de un borde parcialmente estable. Cuando el ataque entre la herramienta y la pieza de trabajo se rompe, los fragmentos pequeños de la herramienta pueden ser arrancados y transportados a través de la parte inferior de la rebaba o por la pieza de trabajo. Este mecanismo de desgaste puede ser agravado aún más por la falta de rigidez del sistema de herramientas alentado por marcas de vibración inducida. El Desgaste es un proceso discontinuo, donde los granos enteros o pequeños agregados de la herramienta se eliminan de repente durante el mecanizado [84].

A continuación se presenta el análisis de las fallas que se presentaron en las herramientas de corte para los maquinados de inconel 617 y 718.

5.6.1 Tipos de Fallas de las Herramientas con el Inconel 617

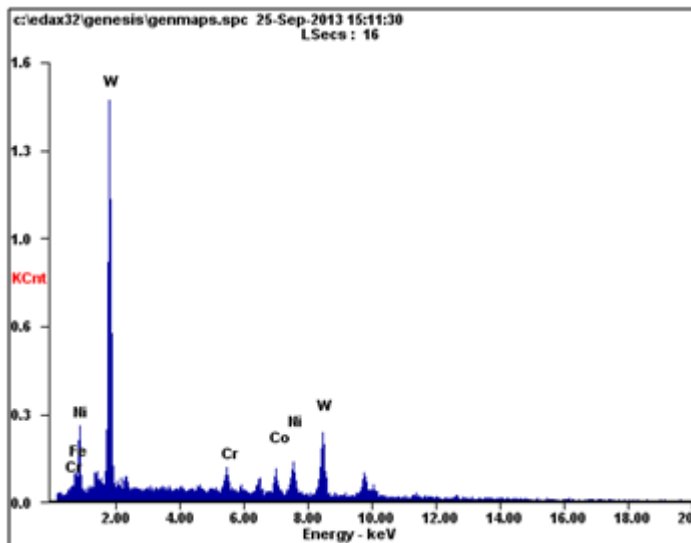
Como se puede ver en las Figuras 5.41, 5.42, 5.43 y 5.44, los principales mecanismos de desgaste que se presentaron tanto para la herramienta de corte con recubrimiento por PVD como para la de CBN, fueron por astillado o fractura, abrasión y adherencia. Estos se dieron en diferentes momentos a medida que se iba incrementando la velocidad de corte, por ejemplo la herramienta que se utilizó para las probetas maquinadas a velocidades de 50 a 90 m/min presenta indicios de desgaste abrasivo en la cara de ataque en la parte más alejada de flanco muy probablemente en las velocidades menores, después por efecto del proceso cíclico o fatiga se presentaba la fractura, ya que se realizaban 3 pasadas con 0.762 de profundidad. En las pruebas de velocidades mayores desde 100 a 180 m/min se comportó muy similar aunque la fractura fue de manera más severa en la herramienta de PVD, ver figura 5.42, es importante mencionar que la ruptura del filo de PVD se presentó en los dos casos en las pruebas finales de cada cambio de herramienta (90 m/min y 180 m/min), se observa también que todos los casos presentan adherencia del material maquinado que contiene níquel, cobalto y

romo según se ve en los microanálisis de cada herramienta, comparado con las Tablas 4.5 y 4.6 de composición de las herramientas de corte.

Durante las pruebas con la herramienta de CBN se observó una diferencia de comportamiento con respecto a la de PVD, fue astillamiento o fractura ligera que se presentó prematuramente durante la V_c de 70 m/min y después del cambio de filo en la probetas a 100 y 120 m/min, esto se ve reflejado en el registro de rugosidad R_a de 8.5 (ver Figura 5.10).



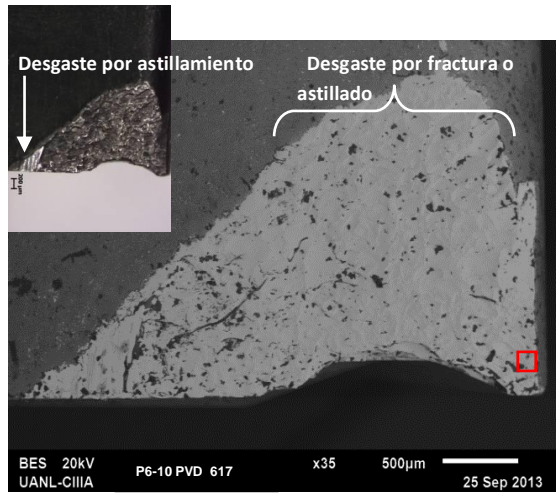
a)



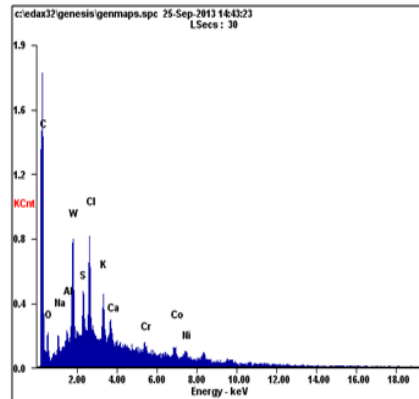
<i>Element</i>	<i>Wt%</i>	<i>At%</i>
<i>Ni</i>	07.56	18.69
<i>Co</i>	05.00	12.30
<i>W</i>	87.44	69.01
<i>Matrix</i>	Correction	ZAF

b)

Figura 5.41. a).-Mecanismos de desgaste de la herramienta de PVD utilizada para maquinar Inconel 617 a V_c de 50 a 90 m/min, b).-El microanálisis muestra material adherido Ni y Co.



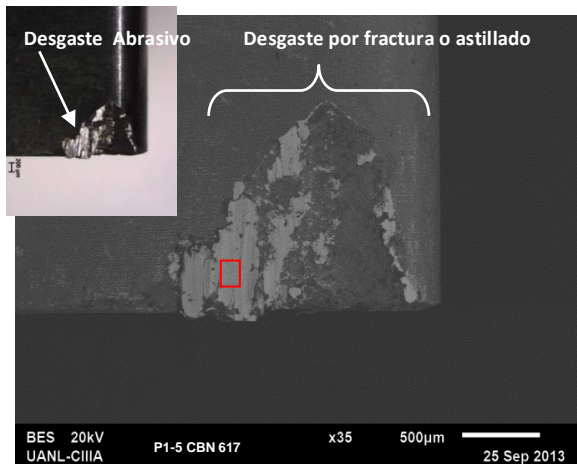
a).-



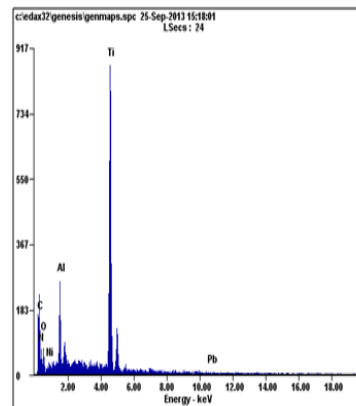
b).-

Element	Wt%	At%
C	04.56	29.55
O	01.33	06.45
Mo	02.93	02.38
Cr	05.37	08.05
Mn	00.23	00.33
Co	07.03	09.29
Ni	11.82	15.68
W	66.73	28.27
Matrix	Correction	ZAF

Figura 5.42. a).-Mecanismos de desgaste de la herramienta de PVD utilizada para maquinar Inconel 617 a Vc de 100 a 180 m/min, b).-El microanálisis que muestra material adherido Ni y Co.



a)



b)

Element	Wt%	At%
C	12.04	38.16
O	02.28	05.43
Al	00.96	01.35
Si	00.21	00.28
Mo	06.91	02.74
Cl	00.27	00.29
Ti	00.47	00.37
V	00.21	00.16
Cr	18.18	13.31
Co	10.29	06.65
Ni	48.18	31.25
Matrix	Correction	ZAF

Figura 5.43. a).-Mecanismos de desgaste de la herramienta de CBN utilizada para maquinar Inconel 617 a Vc de 50 a 90 m/min, se observa mayor adherencia producto de astillamiento prematuro, b).-El microanálisis muestra material adherido que contiene principalmente Ni, Cr y Co elementos de aleación del Inconel 617.



Figura 5.44. Mecanismos de desgaste de la herramienta de CBN utilizada para maquinar Inconel 617 a V_c de 100 a 180 m/min, se observa principalmente desgaste por astillamiento.

5.6.2 Tipos de Fallas de las Herramientas con el Inconel 718

En este estudio para el maquinado de Inconel 718, el desgaste por abrasión y desgaste de flanco por astillamiento fueron los principales mecanismos de desgaste como se puede ver en las Figuras 5.46, 5.47 y 5.48. En algunos casos también se observó, la formación **BUE “Sobre-construido del borde”** causado por la adhesión de la pieza de trabajo a la herramienta (Figura 5.47).

Se puede observar que los principales mecanismos de desgaste son por abrasión y por astillado. Además, el daño es causado por la adhesión del material mecanizado en la superficie de la herramienta. Por lo tanto, la geometría de la herramienta puede cambiar seriamente como consecuencia de la calidad de la superficie mecanizada y las tolerancias geométricas necesarias.

La adherencia de material de la pieza maquinada se comprueba con los elementos Fe, Cr y Nb que aparecen en los microanálisis. Casos similares fueron encontrados en investigaciones por Ezugwu, Wang, y Okeke, en 1999, así como Thakur, Ramamoorthy y Vijayaraghavan en 2008.

Se observa mejor comportamiento por la herramienta de PVD pues el desgaste es menos severo en los diferentes rangos de V_c del primer filo desde 50 a 90 m/min y del Segundo filo de 100 a 180 m/min ver las Figuras 5.46 y 5.47.

La herramienta de CBN muestra severo desgaste por abrasión y fractura, probablemente por el exceso de dureza tanto de la herramienta como del material que se eleva la temperatura arriba de 300 °C por el calentamiento durante el maquinado.

Nuevamente se presenta un rango de velocidades de corte críticas entre 100 y 120 m/min que generan el mayor daño a las herramientas principalmente a la de CBN aun con el cambio de filo nuevo en la probeta a 100 m/min. En este caso el mecanismo de desgaste es por abrasión y astillado debido como se mencionó anteriormente es dominante cuando se maquina a bajas velocidades de corte donde hay altas tensiones desiguales debido a la adhesión intermitente entre la herramienta y la pieza de trabajo como resultado del flujo de virutas irregular y la ruptura de un borde parcialmente estable.

El desgaste en el maquinado es un proceso discontinuo, los “gajos” de diverso tamaño se desprenden debido a la fuerza de corte de manera irregular como se puede ver Figura 5.45.

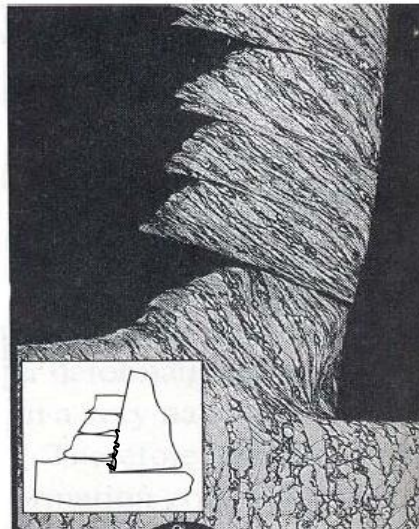
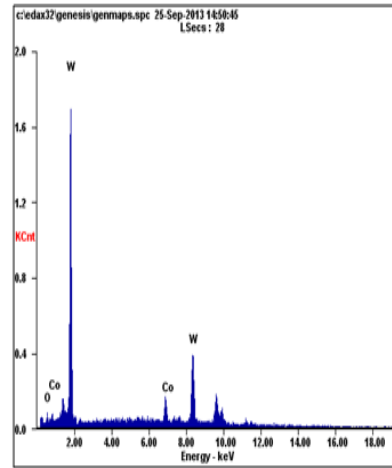


Figura 5.45. Viruta discontinua



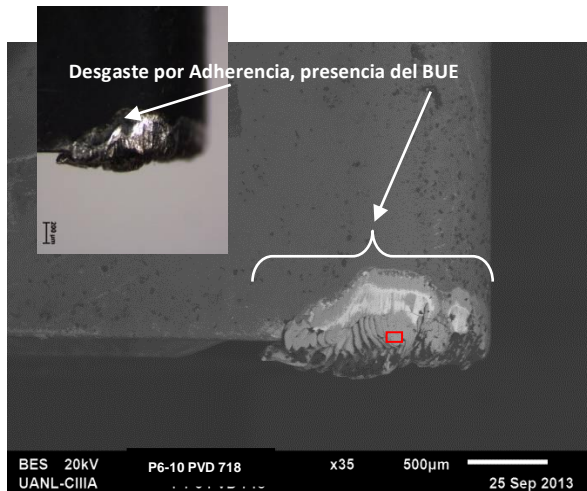
a)



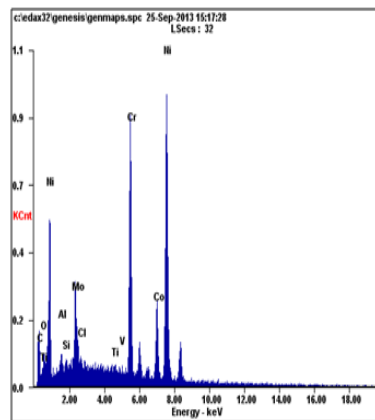
b)

Element	Wt%	At%
C	14.93	43.95
O	02.22	04.90
Al	00.55	00.72
Nb	04.53	01.72
Ti	01.25	00.92
V	00.27	00.19
Cr	15.64	10.64
Fe	14.65	09.27
Ni	45.96	27.68
Matrix	Correction	ZAF

Figura 5.46. a).-Mecanismos de desgaste de la herramienta de PVD utilizada para maquinar Inconel 718 a Vc de 50 a 90 m/min, b).-Microanálisis que muestra material adherido con Fe, Cr y Nb principales elementos aleantes del Inconel 718.



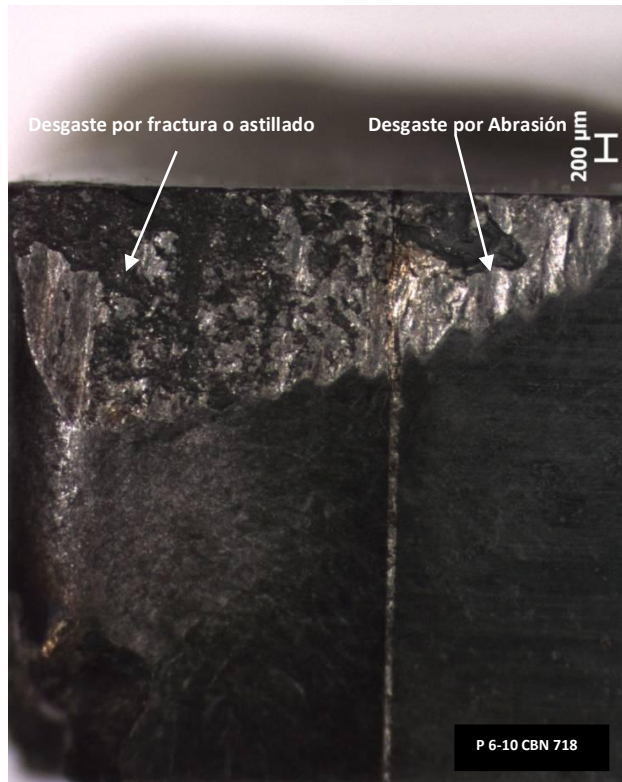
a)



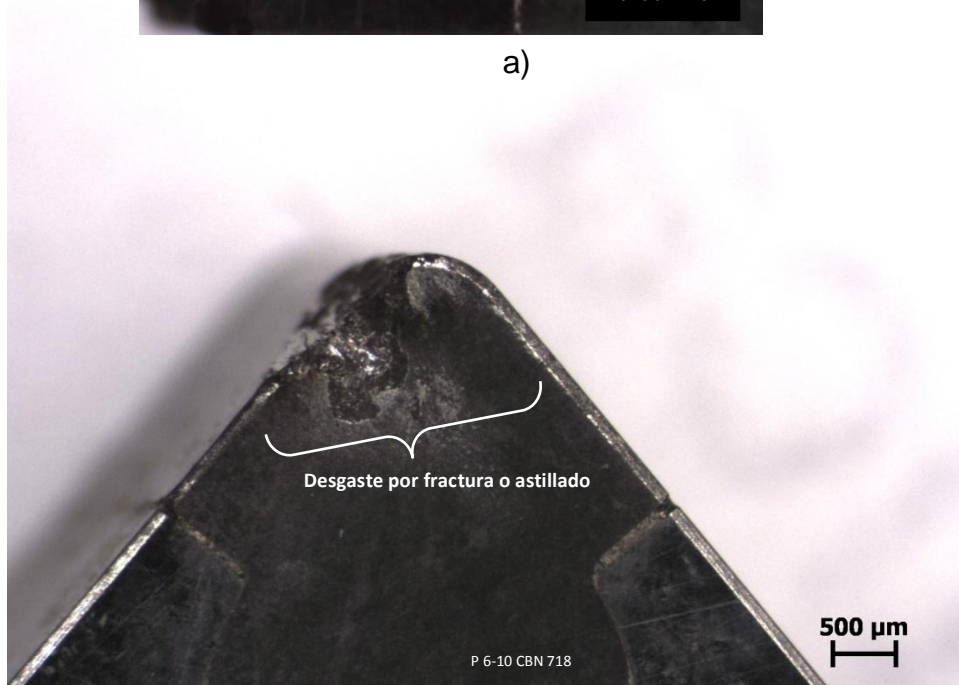
b)

Element	Wt%	At%
C	06.25	24.29
Al	00.76	01.31
Nb	04.04	02.03
Mo	03.27	01.59
K	00.17	00.21
Ti	00.83	00.81
Cr	17.40	15.62
Fe	16.23	13.56
Ni	51.04	40.58
Matrix	Correction	ZAF

Figura 5.47. a).-Mecanismos de desgaste de la herramienta de PVD utilizada para maquinar Inconel 718 a Vc de 100 a 180 m/min, b).-Microanálisis que muestra material adherido llegando a generar el BUE.



a)



b)

Figura 5.48. a).-Mecanismos de desgaste de la herramienta de CBN utilizada para maquinar Inconel 718 a V_c de 50 a 90 m/min, se observa desgaste abrasivo y astillamiento prematuro, b).-Desgaste severo de la herramienta de CBN a velocidades de 100 a 180 m/min.

5.7 Maquinabilidad de las superaleaciones Inconel 617 y 718

El término maquinabilidad se aplica a menudo a los materiales de trabajo para describir sus propiedades de mecanización; puede tener varios significados según el proceso que esté bajo consideración. En este caso por las características de la investigación se puede definir o aplicar el criterio de comparación al establecer que el material A, probablemente sea más mecanizable que el material B (donde A=Inconel 617 y B=es Inconel 718) esto en relación directa con el comportamiento de las diferentes variables de operación aplicadas y resultados obtenidos tales como: El tipo de herramienta, acabado superficial, desgaste de la herramienta y tipo de rebaba generada. Es importante recalcar que en los procesos de acabado, el desgaste de la herramienta y el acabado superficial son los parámetros más importantes.

Se puede ver en la Tablas 5.3 y 5.4 el comportamiento de las diferentes variables para determinar la maquinabilidad entre el Inconel 617 y el Inconel 718.

Tabla 5.3. Resultados de maquinabilidad del INCONEL 617 con 2 diferentes herramientas de corte.							
Vc m/min	Metal duro recubierto por PVD			CBN			Observaciones
	Rugosidad Ra μm	T-Falla	T-Viruta	Rugosidad Ra μm	T-Falla	T-Viruta	
50	1.05	Desgaste abrasivo	Continua helicoidal	1.52	Desgaste abrasivo	Continua helicoidal	Se tiene buen comportamiento con las 2 herramientas
60	0.95	Desgaste abrasivo	Continua helicoidal	1.88	Desgaste abrasivo	Continua helicoidal	Se tiene buen comportamiento con las 2 herramientas
70	0.87	Desgaste abrasivo	Continua helicoidal	1.78	Desgaste abrasivo	Continua helicoidal	Se tiene buen comportamiento con las 2 herramientas
80	0.88	Desgaste abrasivo	Arco cortada	0.71	Desgaste abrasivo	Arco cortada	Se tiene buen comportamiento con las 2 herramientas
90	1.34	Fractura astillado \circ	Arco cortada	0.85	Fractura astillado \circ	Cinta corta y Arco S-calentada	Las herramientas presentan asilamiento, aunque el acabado es bueno
100	0.79	Desgaste abrasivo	Arco cortada	3.61	Desgaste abrasivo	Cinta corta y Arco S-calentada	Presenta mejor comportamiento la herramienta de PVD.
120	1.71	Desgaste abrasivo	Arco cortada	8.5	Fractura astillado \circ	Cinta corta y Arco S-calentada	Presenta mejor comportamiento la herramienta de PVD
140	2.16	Desgaste abrasivo	Cinta enredada	2.09	Fractura astillado \circ	Cinta enredada	Presenta mejor comportamiento la herramienta de PVD
160	1.94	Desgaste abrasivo	Cinta enredada	3.47	Fractura astillado \circ	Cinta enredada	Presenta mejor comportamiento la herramienta de PVD
180	6.13	Fractura astillado \circ	Cinta enredada y arco cortada	4.13	Fractura astillado \circ	Cinta enredada y arco cortada	Tanto la herramienta de PVD como la de CBN presente problemas de astillamiento
Prom. Ra=1.78			Prom. Ra=2.85				

Tabla 5.4. Resultados de maquinabilidad del INCONEL 718 con 2 diferentes herramientas de corte.							
Vc m/min	PVD			CBN			Comentarios
	Rugosidad Ra	T-Falla	T-Viruta	Rugosidad Ra	T-Falla	T-Viruta	
50	6.58	Desgaste abrasivo	Continua helicoidal	1.94	Desgaste abrasivo	Continua helicoidal	La herramienta de CBN tiene mejor comportamiento,
60	2.53	Desgaste abrasivo	Continua helicoidal	2.4	Desgaste abrasivo	Continua helicoidal	Se tiene buen comportamiento con las 2 herramientas
70	2.99	Desgaste abrasivo	Continua helicoidal	3.33	Desgaste abrasivo astillamiento prematuro y	Continua helicoidal	Se tiene mejor comportamiento la herramienta de PVD
80	2.95	Desgaste abrasivo	Continua helicoidal	3.1	Desgaste abrasivo astillamiento prematuro y	Continua helicoidal	Se tiene mejor comportamiento la herramienta de PVD
90	3.27	Fractura o astillado	Continua helicoidal	4.1	Desgaste abrasivo astillamiento y	Arco cortada	Las herramientas presentan astillamiento, aunque el acabado es bueno
100	2.38	Desgaste abrasivo	Helicoidal roldana	5.2	Fractura severa	Cinta corta y Arco S-calentada	Presenta mejor comportamiento la herramienta de PVD.
120	2.4	Desgaste por adherencia y BUE	Helicoidal roldana	3.81	Fractura severa	Cinta corta y Arco S-calentada	Presenta mejor comportamiento la herramienta de PVD
140	1.98	Desgaste por adherencia y BUE	Helicoidal roldana	2.2	Fractura severa	Cinta corta y Arco S-calentada	Presenta mejor comportamiento la herramienta de PVD
160	2.1	Desgaste por adherencia y BUE	Cinta enredada	2.25	Fractura severa	Cinta corta y Arco S-calentada	Presenta mejor comportamiento la herramienta de PVD
180	2.32	Desgaste por adherencia y BUE	Cinta enredada	2.83	Fractura severa	Cinta corta y Arco S-calentada	Tanto la herramienta de PVD como la de CBN presente problemas de astillamiento
Prom Ra=2.95			Prom Ra=3.11				

De acuerdo a las Tablas anteriores aunque el comportamiento es muy similar entre los dos materiales, se puede concluir que tiene **mejor maquinabilidad el Inconel 617 con la herramienta de carburo recubierto por PVD**, pues presenta en general mejor comportamiento del acabado superficial en promedio 1.78 Ra μm , solo en la velocidad de corte de 90 m/min presentó fractura, la generación de la rebaba es menos problemática y mientras que la herramienta de CBN el modo de falla es más severo, altos niveles de rugosidad sobre todo entre los 90 y 120 m/min tanto para el inconel 617 y el 718, por lo cual para estas condiciones experimentales la herramienta de PVD es más eficiente.

CAPÍTULO 6

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

6.1 Conclusiones del comportamiento de la dureza

1.-La dureza antes del maquinado es diferente en los dos materiales tanto para el Inconel 617 como para el Inconel 718.

2.-En los dos tipos de material y con los dos tipos de herramienta disminuye ligeramente la dureza debido probablemente a una respuesta por el tipo de acabado y no atribuido a alguna fuerte variación de temperatura.

3.-La disminución de dureza después del maquinado no presenta el mismo comportamiento en los dos materiales, en Inconel 617 con la herramienta de PVD disminuye 5.1% y con la de CBN disminuye 9.3%. Para el Inconel 718 con la herramienta PVD disminuye 7.55% y con la de CBN disminuye 0.4% (los porcentajes mencionados son promedios).

Con las observaciones realizadas se puede concluir que la dureza de las dos superaleaciones no presenta cambios importantes durante el proceso de maquinado en seco con velocidades de corte desde 50 a 180 m/min.

6.2 Conclusiones del comportamiento de la temperatura de corte TC

En base a lo anterior se puede establecer algunas conclusiones:

1.-No existe una evidencia clara que la dureza influya en una mayor generación de la temperatura de corte (TC) ya que el Inconel 718 tiene mayor dureza pero la temperatura es menor, el parámetro principal que está influyendo es la profundidad de corte (P) ya que el Inconel 617 se maquinó a $P=0.765$ mm y para el Inconel 718 a $P=0.5$ mm.

2.-Las características y propiedades de cada una de las herramientas tiene mejores resultados dependiendo del material y de la temperatura durante el corte, en este caso la herramienta con recubrimiento por PVD en base a los resultados responde mejor ya que genera menor calentamiento cuando maquina Inconel 617 y la herramienta de CBN genera menor calentamiento con el Inconel 718.

3.-Lo que es muy notable entre las dos herramientas es la variación de temperatura, rugosidad, desgaste de las herramientas que se presenta con las velocidades de corte entre 90 y 140 m/min.

Se puede concluir que la velocidad de corte no influyó en este caso totalmente en el incremento de la temperatura, esto probablemente el retirarse la herramienta para cada pasada de corte ayuda a no incrementarse, será interesante profundizar la investigación para determinar las causas del comportamiento de la temperatura en los rangos ya mencionados entre 90 y 140 m/min.

6.3 Conclusiones del comportamiento de la Rugosidad

En base al análisis de los resultados de la rugosidad se puede realizar las siguientes conclusiones:

1.-En el maquinado con velocidades de corte desde 50 hasta 180 m/min de las dos superaleaciones Inconel 617 y 718 con dos diferentes herramientas de corte una de CBN y otra de carburo (metal duro) con recubrimiento de TiAlN por PVD el mejor resultado de acabado superficial fue para la herramienta de PVD por las excelentes propiedades de resistencia a la fricción de sus elementos de recubrimiento, contrario a la alta fragilidad del CBN por ser un material de mayor dureza.

2.-Se puede llegar a maquinar Inconel 617 e Inconel 718 a 140 ó 160 m/min con aceptable acabado superficial tanto con la herramienta de CBN como con la herramienta de carburo (metal duro) con recubrimiento por PVD, después existe alto riesgo pues se puede incrementar la rugosidad a valores no aceptables para aplicaciones industriales, por lo que se requerirá mas investigación.

3.-El acabado superficial puede ser muy aceptable al maquinar superaleaciones como Inconel 617 y 718 con la herramienta de carburo (metal duro) con recubrimiento de TiAlN por PVD a velocidades de corte desde 60 hasta 160 m/min, pues en este investigación dio como resultado el promedio de la rugosidad de 2.95 μm para el Inconel 718 y 1.78 μm para el Inconel 617 éste ultimo por efecto directo de la menor dureza y en consecuencia menor Temperatura de Corte (TC).

4.- No es recomendable maquinar a velocidades de corte entre 90 y 140 m/min ya que es muy evidente el alto riesgo de alta rugosidad o daño de la herramienta de corte.

6.4 Conclusiones del tipoy forma de la rebaba

De acuerdo a los tipos de rebaba en los diferentes maquinados de material Inconel 617 y 718 con dos tipos de herramienta se puede concluir lo siguiente:

1.-En los experimentos realizados con diferentes velocidades de corte en un rango de 50 a 180 m/min tanto para el Inconel 617, como para el Inconel 718 se observó que el tipo de rebaba generada no depende del filo nuevo, tiene mayor efecto la velocidad de corte y cambia drásticamente cuando existe fractura de la herramienta, este comportamiento se presentó principalmente con la herramienta de PVD.

2.-La herramienta de CBN tiene mayor dificultad para maquinarse los dos materiales, especialmente a velocidades arriba de 100 m/min como se observó en los diferentes tipos de rebaba que se generaron incluso presentó astillamiento y exceso de calentamiento.

6.5 Conclusiones del tipo de desgaste en las herramientas de corte.

En base a los tipos de desgaste presentados en las dos herramientas utilizadas para maquinarse las superaleaciones Inconel 617 y 718 se puede plantear las siguientes conclusiones:

1.-Los modos de fallas dominantes tanto para la herramienta de PVD como para la de CBN fueron el desgaste por astillamiento de borde de corte, desgaste por abrasión y desgaste por adherencia, éste último incluso llegó a provocar el Borde recrecido (BUE) al maquinarse Inconel 718 con la herramienta de PVD en velocidades de corte de 100 a 180 m/min.

2.-El cambio de filo nuevo no es factor para evitar algún daño o desgaste a la herramienta de corte, ya que al cambiar filo en la probeta maquinada a 100 m/min, el desgaste se mantuvo y en algunos casos fue severo, es decir se observó que la velocidad de corte tiene mayor influencia en el desgaste y por lo tanto en el rendimiento para estos experimentos.

3.-Aunque el comportamiento fue similar en el comportamiento de algunas variables se concluye que la herramienta de PVD da mejores resultados pues el desgaste fue paulatino y en la herramienta de CBN se presentó de manera abrupta.

6.6 Conclusiones del comportamiento microestructural.

Con relación a cambios microestructurales se puede concluir que en esta investigación los materiales utilizados Inconel 617 e Inconel 718 no sufrieron cambios microestructurales solo deformación de los granos en el borde de la zona maquinada y pequeños cambios de tamaño de grano, así mismo se observa

mayor contenido promedio de algunos elementos por adherencia, principalmente del material maquinado a la herramienta de corte, ya que en los microanálisis no se observa adherencia de la herramienta al material, también se puede concluir que esto no llega a influir en las propiedades físicas y mecánicas del material.

6.7 Conclusiones del comportamiento de las variables dependientes con respecto a la velocidad de corte.

En base a las gráficas de velocidad de corte con respecto a la dureza, temperatura y rugosidad se pueden realizar las siguientes conclusiones:

Cuando aumenta la velocidad de corte aumenta también la rugosidad, principalmente se observó en el maquinado de las piezas del INCONEL 617, en cuanto al maquinado de Inconel 718 también se observa tendencia entre las probetas de 50 a 90 m/min y posteriormente baja la rugosidad pero vuelve a incrementarse entre las probetas de la 100 a 180 m/min, es decir se presenta una tendencia quebrada esto muy probablemente por el cambio de herramienta.

6.8 Conclusiones generales

En términos generales se pueden comentar que la herramienta de carburo (metal duro) con recubrimiento de TiAlN por PVD da mejores resultados para maquinar este tipo de aleaciones que la herramienta de CBN, algunas ventajas que se obtuvieron son las siguientes:

-Es posible maquinar en seco a velocidades de corte hasta 140 m/min con acabado superficial aceptable.

-Al maquinar las aleaciones 617 o 718 en seco no se generan altas temperatura que produzcan cambios microestructurales que afecte las propiedades físicas y mecánicas.

-Al maquinar en seco se obtiene un ahorro económico por el nulo consumo de refrigerante.

-Al aumentar las velocidades de corte se reducen los tiempos ciclo maquina y por lo tanto se logra mayor productividad.

-Preferentemente se puede aplicar para maquinado de desbaste de piezas con excelentes resultados.

6.9 Recomendaciones

El maquinado en seco tiene una gran potencial para mejorar y desarrollar las técnicas de maquinado, por lo que los mediciones realizadas de parámetros tales como temperatura de corte, velocidad y avance de corte, análisis microestructural así como las características geométricas de la herramienta destacan la gran importancia de estas para continuar avanzando en el conocimiento de las operaciones de maquinado sin refrigerante.

-Es necesario profundizar en el estudio para determinar la vida útil de la herramienta, con la aplicación de equipo más especializado

-Es importante continuar investigando para determinar la mecánica de corte en seco para superaleaciones

-Experimentar con la herramienta de carburo con recubrimiento de TiAlN por PVD a mayores velocidades de corte.

-Los resultados de esta investigación sugieren que no es recomendable para estas aleaciones maquinar con herramientas de CBN.

-Es importante estudiar con mayor profundidad el comportamiento a velocidades de corte entre 90 y 120 m/min, ya que presento mayor variación.

LISTA DE FIGURAS

FIGURA	DESCRIPCION	PÁGINA
Figura 1.1	Inversión de la industria Aeronáutica en México [2].	3
Figura 2.1	Inicio del maquinado por electro descarga [14].	10
Figura 2.2	Descripción del proceso simplificado EDM [14].	11
Figura 2.3	a).-Electrodos por la fuente de poder, b).- Corriente fluyendo entre los electrodos, c).- La resistencia en el canal empieza a decrecer, d).- Los iones atraídos magnéticamente comprimen el canal de corriente e incremente la temperatura, e).- Se colapsa el canal de ionizado, f).- La trayectoria de expulsión deja marcas en el filo [14].	12
Figura 2.4	Los seis tipos básicos de máquinas de electroerosión [14].	13
Figura 2.5	Acabado superficial y propiedades mecánicas [14].	14
Figura 2.6	Electroerosión de corte por alambre.	15
Figura 2.7	Tipos de hilos para máquina erosionadora de alambre.	18
Figura 2.8	Diagrama de una máquina de corte por chorro de agua [16].	18
Figura 2.9	Un cortador abrasivo por chorro de agua acaba una herramienta especial [16].	19
Figura 2.10	Esquema del proceso de maquinado químico [20].	23
Figura 2.11	Esquema del procesos de maquinado electroquímico [20].	24
Figura 2.12	Mecanizado por rayo laser [20].	25
Figura 2.13	Elementos básicos del maquinado ultrasónico.	28
Figura 2.14	Velocidades de corte que comúnmente se usan para diferentes tipos de material [21].	31
Figura 2.15	Maquinado en seco combinando: Herramienta de corte, Máquina y condiciones de corte [22].	35
Figura 2.16	Comparación de la rugosidad obtenida en maquinado con diferentes tipos de refrigerante (técnica MQL) y en seco [24].	37

Figura 2.17	Gráfica con los diferentes costos relacionados con el mecanizado, se observa un 15% de costo por refrigerante.	39
Figura 3.1	Evolución de las superaleaciones de capacidad a altas temperaturas desde que surgieron en la década de los 40s [6].	44
Figura 3.2	Resistencia de tensión a la ruptura de tres superaleaciones [28].	45
Figura 3.3	Detalle de las partes de aeromotor fabricadas en mayoría con superaleaciones; lado izquierdo compresor y lado derecho cámara de combustión [30].	47
Figura 3.4	Ilustración de las diversas etapas del proceso de fundición de precisión [6].	50
Figura 3.5	Alabe de fundición de turbina de alta presión del motor Rolls-Royce Trent 800, después de la eliminación de la cáscara de inversión. Muestra además los detalles del bloque de arranque y selector del grano de "cola de cerdo" [6].	51
Figura 3.6	Ilustración esquemática de las configuraciones de refrigeración utilizada para perfiles aerodinámicos de álabes de turbina. (a) de refrigeración de un solo paso. (b) enfriamiento de multipasos "serpentina". En ambos casos, los agujeros para película de refrigeración están presentes [6].	51
Figura 3.7	Evolución de la deformación por fluencia con el tiempo para la superaleación Mar-M200 bajo carga de 206 MPa y 982 °C, en el estado de fundición convencional (equiaxial), el estado de solidificación direccional (columnar) y la forma de un solo cristal [38].	52
Figura 3.8	La secuencia de los procesos utilizados para la producción de aleaciones de disco de turbina por metalurgia de lingote [48].	54
Figura 3.9	La secuencia de los procesos utilizados para la producción de aleaciones de disco de turbina por pulvimetalurgia [48].	55
Figura 3.10	Imágenes del motor general turbofan CFM56 eléctrico, que falló en servicio en octubre 2000, poco después de despegar de Hobart, Australia. (a) Vista general de la turbina de alta presión; (b) Vista del rotor de turbina de alta presión con la falla del alabe indicada; (c) falla del alabe de la turbina de alta presión; (d) daños tipo muesca de la punta en las cuchillas restantes [49].	57
Figura 3.11	Ilustra los diferentes materiales utilizados en las diversas	58

	partes de los aeromotores.	
Figura 3.12	Aproximaciones de diagramas de fase cuaternarios de matrices de aleaciones alrededor de 1200 °C, el Níquel es la esquina con orientación al vértice [27].	60
Figura 3.13	El diagrama de fases binario de Ni-Cr. Tenga en cuenta que la extrapolación del líquido + región de dos fases BCC a Ni puro da un líquido metaestable a temperatura de transformación de BCC ~ 700 °C [50].	62
Figura 3.14	Diagrama de fase Níquel-Aluminio [26].	63
Figura 3.15	Variación de la entalpía de formación, ΔH_f , para los diversos compuestos intermetálicos en el sistema binario de Ni-Al. La línea discontinua corresponde a la entalpía de la mezcla de la fase de FCC desordenada, con respecto a la de Ni puro y constituyentes de Al [8].	64
Figura 3.16	Disposición de átomos de Ni y Al en (a) la fase ordenada Ni ₃ Al y después (b) la fase desordenada [6].	65
Figura 3.17	Microestructura de (a) Waspaloy tratada térmicamente que muestra carburos MC y M ₂₃ C ₆ a 3400x. (b) Udimet 700 tratada térmicamente muestra γ' cúbica a 6800x [67].	66
Figura 3.18	Microestructura de una superaleación base níquel de un solo cristal CMSX-4 revela la morfología cúbica del precipitado γ' , (Cortesía de M. H).	67
Figura 3.19	Comparación de la tensión de cizallamiento crítico resuelto (CRSS) correspondiente a las superaleaciones base Níquel MAR M-200 y las fases constituyentes individuales [6].	67
Figura 3.20	La celda unitaria del precipitado γ'' que se encuentra en superaleaciones de hierro-níquel tales como IN718 y IN706 [6].	68
Figura 3.21	Diagrama de Transformación de fundición al vacío de barra de Inconel 718 forjada en caliente [33].	69
Figura 3.22	Micrografías electrónicas de transmisión que muestra las fases γ' y γ'' en la aleación IN706 envejecido a 732 °C durante 16 h: (a) Imagen de campo brillante, (b) patrón de	69

	difracción, (c) Imagen de campo oscuro utilizando punto 2 [63].	
Figura 3.23	Precipitación del carburo $M_{23}C_6$ en el límite de grano γ en una superaleación de un solo cristal experimental de segunda generación dopado con carbono y boro y deslizado a 950 °C y 290 MPa [52]: (a) Micrografía electrónica de barrido; (b) Micrografía electrónica de transmisión y el patrón de difracción de la identificación del carburo $M_{23}C_6$; (c) Superficie de fractura a la fluencia con hoyuelos en la probeta, que muestra evidencia de modo de falla dúctil [6].	71
Figura 3.24	Udimet 700 aleación base níquel resistente al calor. (a) Udimet 700 solución recocida a 1177 °C (2150 °F) de 4 a 6 horas y envejecida 5.000 horas a 760 °C (1400 °F). La reproducción de la Micrografía electrónica muestra partículas grandes del carburo MC-en la intersección del límite de grano y γ' en los granos de la matriz γ , a 4500x. (b) Udimet 700 solución recocida como (a), envejecida 5000 h a 815 °C (1500 °F). La reproducción de la Micrografía electrónica muestra sigma aciculares, carburo ($M_{23}C_6$) en el límite de grano, y γ' dentro de los granos de la Matriz γ' , a 4700x [26].	72
Figura 3.25	Micrografía electrónica de barrido de la superaleación RR1000 que muestra extensa precipitación de la fase σ en los límites de grano γ , después de un tratamiento térmico de 5000 horas a 750 °C [6].	74
Figura 3.26	Resistencia a la rotura de fluencia a 1.000 h de aleaciones para rotor de turbina y de las chuchillas del compresor [46].	77
Figura 3.27	Las curvas Larson-Miller, que se utiliza para describir las características de la ruptura de estrés de una aleación en una más amplia gama de temperaturas, vida y rangos de estrés. Por ejemplo, si una aleación seleccionada para una aplicación requiere un mínimo de 100 horas de exposición de 925 °C bajo una tensión de 170 MPa, entonces la fórmula de Larson-Miller, de $P + T (20 + \log t) 10^3$ da el parámetro 47.5, donde P = parámetro LM, T = temperatura, y t = tiempo en horas. La comparación de 47.5 en el eje de abscisas con una tensión de 170 MPa en la ordenada, es evidente que Udimet 700 es la única aleación que queda por encima del punto requerido [26].	79
Figura 3.28	Resistencia a la oxidación. (a) En el aire seco para Haynes 188 frente a aleaciones Hastelloy X y L-605 que muestra la penetración continua desde el espesor original. (b) Los valores estáticos de 1100 °C en el aire con un 5% de vapor de agua [26].	81

Figura 3.29	Evolución de la capacidad de aeromotores civiles Rolls-Royce de la Temperatura de Entrada a la Turbina (TET), desde 1940 a nuestros días. Adaptado de ref. [65].	83
Figura 3.30	Evolución de las composiciones de las superaleaciones monocristalinas de álabes de la turbina de alta presión, hasta 2005 [6].	83
Figura 3.31	Los datos de la densidad, el costo y el rendimiento de fluencia asociada de un número de superaleaciones monocristalinas de tercera y cuarta generación, que ilustran que la mejora de la capacidad de fluencia se gana sólo mediante el aumento de la densidad (mediante la inclusión de elementos pesados, tales como Re) y por lo tanto también el costo [6].	85
Figura 3.32	Ilustración esquemática del tamaño restringido del "espacio de diseño" disponible después de la composición de cada nueva generación de superaleaciones de cristal único, que han sido preferidas [6].	86
Figura 3.33	Representación esquemática del disco, disipadores de calor y la disposición del termopar en el proceso de tratamiento térmico de doble microestructura [59].	87
Figura 3.34	La distribución de tamaños de grano en un disco de turbina de ME3 sometido al proceso de tratamiento térmico de microestructura dual [59].	88
Figura 3.35	Evaluación de materiales de uso en turbinas de aerogás [66].	93
Figura 3.36	Maquinado mostrando ciertas condiciones de corte.	95
Figura 3.37	Las velocidades típicas para el fresado de caras de superaleaciones seleccionadas frente a algunos aceros, titanio y aleaciones de metales refractarios.	96
Figura 3.38	Diseño de la herramienta original (parte superior izquierda) para la superaleación base hierro-níquel A-286 y diseño de herramienta mejorada (parte inferior izquierda) para brochar Rene 41 la misma ranura (derecha) en una turbina de gas [28]	102
Figura 3.39	Zonas de deformación en la formación de rebaba del proceso de corte bidimensional llamado corte ortogonal [87].	108
Figura 3.40	(a) Esquema del mecanismo básico de formación de rebaba por cizallamiento, (b) Diagrama de velocidades que muestra las relaciones angulares entre las tres velocidades en la zona	108

de corte [87].

Figura 3.41	Resistencia a la fatiga de viga rotatoria de solución recocida de la aleación Inconel 617 [62].	112
Figura 3.42	Efecto del tamaño de grano en el esfuerzo axial de tensión-tensión LCF propiedades controladas de aleación 617 (R = 0,1).	113
Figura 3.43	Efecto de la temperatura sobre el esfuerzo axial de tensión-tensión de la resistencia a la fatiga controlada de la aleación 617 (R = 0.1).	113
Figura 3.44	Resistencia a la fluencia de solución recocida de la aleación Inconel 617 [62].	114
Figura 3.45	Resistencia a la oxidación cíclica a 1095 °C. Los ciclos consistieron en 15 minutos de calentamiento y 5 minutos de enfriamiento en aire.	115
Figura 3.46	Efecto de trabajo en frío y posterior temperatura de recocido (recocido durante 1 hora y enfriado al aire) sobre el límite elástico y el tamaño de grano de la aleación 617 [62].	118
Figura 3.47	Propiedades de alta temperatura de Inconel 718 de barra de ½ pulgada de diámetro rolada en caliente, recocida (982 °C / 1 hora) y envejecida (718 °C/8h, FC hasta 621 °C, mantenida a 621 °C por un tiempo de envejecimiento total de 18 horas) [62]	121
Figura 3.48	Resistencia a la tracción con entalla de 0.031 en hoja tratada térmicamente de conformidad con AMS 5596 ($K_t = 7.2$; pruebas transversales) Inconel 718 [62].	121
Figura 3.49	Efecto del tamaño de grano en el límite de resistencia (108 ciclos) de la placa recocida y envejecida de Inconel 718 de conformidad con AMS 5596 [62].	123
Figura 3.50	Dureza versus resistencia de diferentes materiales [80].	126
Figura 3.51	Curva P : perfil resultante de la intersección de una superficie con un plano perpendicular a la superficie [79].	128
Figura 3.52	Definición de Ra , es rugosidad promedio[79].	128
Figura 4.1	Secuencia experimental de maquinado y análisis de maquinabilidad de las superaleaciones inconel 617 y 718.	130
Figura 4.2	Esquema de operación de cilindrado (torneado) que muestra	133

diversas características [77].

Figura 4.3	Herramienta de CBN y sus características [13].	134
Figura 4.4	Herramienta de Carburo con recubrimiento por PVD.	135
Figura 4.5	Superaleacion 617 donado por la empresa FRISA Aerospace.	136
Figura 4.6	Muestras de la Superaleacion 718.	136
Figura 4.7	Torno de CNC Marca HASS Modelo SL-20 utilizado en las pruebas experimentales.	137
Figura 4.8	Imagen de la cámara Termográfica Testo 881.	138
Figura 4.9	Durómetro AFFRI Modelo 206 RT con el que se midió la dureza del Inconel 718 y 617.	139
Figura 4.10	Rugosímetro Mitutoyo Modelo SJ 301 para medición del inconel 618 e inconel 718.	139
Figura 4.11	Microscopio confocal ZEISS Mod. Axio CSM 700 para medir la rugosidad 3D.	140
Figura 4.12	Microscopio óptico UNION VERSAMET Modelo 3.	141
Figura 4.13	Estereoscopio motorizado Zeiss SteREO Lumar V12.	141
Figura 4.14	Microscopio Electrónico de Barrido JEOL Modelo JSM-6510LV y muestras de herramientas de CBN listas para ser observadas.	143
Figura 5.1	Dureza antes y después del maquinado del Inconel 617 para velocidades de corte desde 50 a 180 m/min.	145
Figura 5.2	Dureza antes y después del maquinado del Inconel 718 para velocidades de corte desde 50 a 180 m/min.	146
Figura 5.3	Las gráficas muestran el comportamiento de la velocidad de corte y la Temperatura de corte, se observa que no hay correlación en piezas maquinadas de Inconel 617 a).- Con herramienta de PVD y b).-Con herramienta de CBN.	148
Figura 5.4	Las gráficas muestran el comportamiento de la velocidad de corte y la temperatura de corte, se observa que no hay correlación en piezas maquinadas de Inconel 718 a).- Con herramienta de PVD y b).-Con herramienta de CBN.	148

Figura 5.5	Experimento de maquinado realizando la lectura de temperatura con cámara termográfica.	150
Figura 5.6	Temperaturas de corte en función de la velocidad de corte, de muestras de Inconel 617 maquinadas con herramientas de CBN y PVD.	150
Figura 5.7	Temperaturas de corte en función de la velocidad de corte, en muestras de Inconel 718 maquinadas con herramientas de CBN y PVD.	151
Figura 5.8	Las gráficas si muestran correlación positiva entre la velocidad de corte y la Rugosidad Ra ya que presentan tendencia, en piezas maquinadas de Inconel 617 a).- con herramienta de PVD y b).-Con herramienta de CBN.	152
Figura 5.9	Las gráficas muestran correlación entre la velocidad de corte y la Rugosidad Ra ya que presentan tendencia discontinua, en piezas maquinadas de Inconel 718 a).- Con herramienta de PVD y b).-Con herramienta de CBN.	153
Figura 5.10	Rugosidad Ra producida en el maquinado de Inconel 617, con las herramientas de corte de CBN y PVD; se muestra la gráfica de la rugosidad de diferentes muestras.	155
Figura 5.11	Rugosidad Ra producida en el maquinado de Inconel 718, con las herramientas de corte de CBN y PVD, se muestra la gráfica de la rugosidad de diferentes muestras.	156
Figura 5.12	Rugosidad de la probeta maquinada con herramientas de CBN y PVD con el mismo avance (vel. de corte 120 m/min): a).-Imagen bidimensional del maquinado; b).-Imagen tridimensional donde se puede apreciar la diferencia de rugosidad con la profundidad del “surco” de maquinado.	157
Figura 5.13	Micrografía de pieza de Inconel 617 maquinada a 60 m/min con herramienta de CBN a una temperatura de 293°C. Tamaño de grano 5.	158
Figura 5.14	Micrografia de pieza de Inconel 617 maquinada a 60 m/min con herramienta de PVD a una temperatura de 180 °C. Tamaño de grano 5.	158
Figura 5.15	Micrografia de pieza de Inconel 617 maquinada a 100 m/min con herramienta CBN a una temperatura de 293°C. Tamaño de grano 6.	158

Figura 5.16	Micrografía de pieza de Inconel 617 maquinada a 100 m/min con herramienta PVD a una temperatura de 95°C. Tamaño de grano 4.	158
Figura 5.17	Micrografía de pieza de Inconel 617 maquinada a 180 m/min con herramienta CBN a una temperatura de 181°C. Tamaño de grano 4.	159
Figura 5.18	Micrografía de pieza de Inconel 617 maquinada a 180 m/min con herramienta PVD a una temperatura de 144°C. Tamaño de grano 4.	159
Figura 5.19	Micrografía de pieza de Inconel 718 maquinada a 60 m/min con herramienta CBN a una temperatura de 106 °C. Tamaño de grano 11.57.	160
Figura 5.20	Micrografía de pieza de Inconel 718 maquinada a 60 m/min con herramienta PVD a una temperatura de 182.65 °C. Tamaño de grano 10.97.	160
Figura 5.21	Micrografía de pieza de Inconel 718 maquinada a 120 m/min con herramienta CBN a una temperatura de 232 °C. Tamaño de grano 11.38.	160
Figura 5.22	Micrografía de pieza de Inconel 718 maquinada a 120 m/min con herramienta PVD a una temperatura de 128.86 °C. Tamaño de grano 11.55.	160
Figura 5.23	Micrografía de pieza de Inconel 718 maquinada a 180 m/min con herramienta CBN a una temperatura de 120 °C. Tamaño de grano 10.92.	161
Figura 5.24	Micrografía de pieza de Inconel 718 maquinada a 180 m/min con herramienta PVD a una temperatura de 181.22 °C. Tamaño de grano 11.06.	161
Figura 5.25	Micrografía y microanálisis de la probeta maquinada con CBN a 50 m/min de Inconel 718.	163
Figura 5.26	Micrografía y microanálisis de la frontera de grano de Inconel 718 maquinada con herramienta de PVD, se observa mayor contenido de precipitados de Aluminio y Titanio descartando la posible adherencia.	164
Figura 5.27	Micrografía y microanálisis de la frontera de grano de Inconel 718 maquinada con herramienta de CBN.	165

Figura 5.28	a).-Rebaba de probetas de Inconel 617 maquinadas a $V_c=60$ y 70 m/min con herramienta de PVD del tipo continua helicoidal, b).-Microestructura de la rebaba de la probeta correspondiente a 60 m/min.	167
Figura 5.29	a).-Rebaba de probetas de Inconel 617 maquinadas a $V_c=90$ y 100 m/min con herramienta de PVD del tipo aserrada o segmentada (arco secundada), b).-Microestructura de la rababa de la probeta correspondientes a 100 m/min.	167
Figura 5.30	Rebaba de material Inconel 617 maquinada a 120 m/min.	168
Figura 5.31	a).-Rebaba de probetas de Inconel 617 maquinadas a $V_c=160$ y 180 m/min con herramienta de PVD del tipo cinta enredada, b).-Microestructura de la rababa de la probeta maquinada a 160 m/min.	168
Figura 5.32	Rebaba de probetas de Inconel 617 maquinadas a $V_c=100$ y 120 m/min con herramienta de CBN del tipo cinta corta y en arco, b).-Microestructura de la rababa de la probeta maquinada a 120 m/min.	169
Figura 5.33	a).-Rebaba de probetas de Inconel 718 maquinadas a $V_c=50$ m/min con herramienta de PVD, b).-Microestructura de la misma rebaba.	170
Figura 5.34	a).- Rebaba de probeta de Inconel 718 maquinadas a $V_c=90$ m/min con herramienta de PVD. b).-Microestructura de la misma rebaba.	171
Figura 5.35	a).-Rebaba de probeta de Inconel 718 maquinadas a $V_c=120$ m/min con herramienta de PVD, b).-Microestructura de la misma rebaba.	171
Figura 5.36	a).-Rebaba de probeta de Inconel 718 maquinadas a $V_c=180$ m/min con herramienta de PVD, b).-Microestructura de la misma rebaba.	171
Figura 5.37	Rebaba de la probeta Inconel 718 maquinada a $V_c=160$ m/min con herramienta de PVD, se observa el corte muy fluido.	172
Figura 5.38	a).-Rebaba de probetas de Inconel 718 maquinadas a $V_c=50$ y 60 m/min con herramienta de CBN, b).-Microestructura de la rebaba de probeta maquinada a 60 m/min.	173
Figura 5.39	a).-Rebaba del tipo discontinua de probeta de Inconel 718	173

	maquinada a $V_c=120$ m/min con herramienta de CBN, b).- Microestructura de la misma rebaba.	
Figura 5.40	a).-Rebaba muy rizada de probeta de Inconel 718 maquinadas a $V_c=180$ m/min con herramienta de CBN, b).- Microestructura de la misma.	173
Figura 5.41	a).-Mecanismos de desgaste de la herramienta de PVD utilizada para maquinar Inconel 617 a V_c de 50 a 90 m/min, b).-El microanálisis muestra material adherido Ni y Co.	175
Figura 5.42	a).-Mecanismos de desgaste de la herramienta de PVD utilizada para maquinar Inconel 617 a V_c de 100 a 180 m/min, b).-El microanálisis que muestra material adherido Ni y Co.	176
Figura 5.43	a).-Mecanismos de desgaste de la herramienta de CBN utilizada para maquinar Inconel 617 a V_c de 50 a 90 m/min, se observa mayor adherencia producto de astillamiento prematureo, b).-El microanálisis muestra material adherido que contiene principalmente Ni, Cr y Co elementos de aleación del Inconel 617.	176
Figura 5.44	Mecanismos de desgaste de la herramienta de CBN utilizada para maquinar Inconel 617 a V_c de 100 a 180 m/min, se observa principalmente desgaste por astillamiento.	177
Figura 5.45	Viruta discontinua.	178
Figura 5.46	a).-Mecanismos de desgaste de la herramienta de PVD utilizada para maquinar Inconel 718 a V_c de 50 a 90 m/min, b).-Microanálisis que muestra material adherido con Fe, Cr y Nb principales elementos aleantes del Inconel 718.	179
Figura 5.47	a).-Mecanismos de desgaste de la herramienta de PVD utilizada para maquinar Inconel 718 a V_c de 100 a 180 m/min, b).-Microanálisis que muestra material adherido llegando a generar el BUE.	179
Figura 5.48	a).-Mecanismos de desgaste de la herramienta de CBN utilizada para maquinar Inconel 718 a V_c de 50 a 90 m/min, se observa desgaste abrasivo y astillamiento prematuro, b).- Desgaste severo de la herramienta de CBN a velocidades de 100 a 180 m/min.	180

LISTA DE TABLAS

Tabla 1.1	Pronóstico de demanda de aviones comerciales Airbus para 2030 [1].	1
Tabla 1.2	Pronóstico de demanda de aviones Boeing para 2030 [2].	2
Tabla 1.3	Estructura de la industria aeroespacial en México.	3
Tabla 3.1	Comparación de las características de mecanizado de 3 superaleación: Inconel X-750 (15 HRC) base de níquel, Haynes 25 (24 HRC) base de cobalto y con A-286 (35 HRC) base hierro-níquel (con relación al acero 4130 a 15 HRC como 100%).	98
Tabla 3.2	Algunas herramientas de corte HSS para maquinado de Superaleaciones.	104
Tabla 3.3	Carburos sinterizados para maquinado de superaleaciones.	105
Tabla 3.4	Puntos de debilitamiento de herramientas de corte.	106
Tabla 3.5	Constantes Físicas aleación 617.	110
Table 3.6	Propiedades Eléctricas y Térmicas.	111
Tabla 3.7	Propiedades Mecánicas típicas a temperatura ambiente de materiales de solución recocida.	112
Tabla 3.8	Efecto del tamaño de grano en el esfuerzo axial de tensión-tensión de propiedades controladas LCF de la aleación 617 a 760 °C.	113
Tabla 3.9	Resultados de Pruebas de 100 h de carburación en hidrógeno/2 % de metano a 980 °C.	116
Tabla 3.10	Constantes Físicas de la Aleación 718.	119
Tabla 3.11	Módulo de elasticidad a baja Temperatura.	119
Tabla 3.12	Resistencia al impacto a temperatura ambiente de productos acabados en caliente.	122
Tabla 3.13	Resistencia a la fatiga a temperatura ambiente forja ^a de 0.152 - por 0.228-m.	123

Tabla 3.14	% Composición del material de aporte, Inconel 718.	124
Tabla 4.1	Diseño experimental para maquinar Inconel 617 y 718.	131
Tabla 4.2	Velocidades de corte para cada prueba.	131
Tabla 4.3	Condiciones de corte para maquinar el Inconel 617 con herramientas de PVD (CNMG120408 NN LT10) y de CBN (CNGA432S0318A 7025).	132
Tabla 4.4	Condiciones de corte para maquinar el Inconel 718 con herramientas de PVD (CNMG120408 NN LT10) y de CBN (CNGA432S0318A 7025).	132
Tabla 4.5	Composición química de la herramienta de CBN % wt.	134
Tabla 4.6	Composición química de la herramienta de metal duro con recubrimiento por PVD % wt	135
Tabla 4.7	Composición química de la aleación 617 % wt.	135
Tabla 4.8	Composición química de la aleación 718 % wt.	137
Tabla 5.1	Mediciones de temperatura y rugosidad en las diferentes condiciones de corte con herramienta de PVD (CNMG120408 NN LT10).	147
Tabla 5.2	Mediciones de temperatura y rugosidad en las diferentes condiciones de corte con herramienta de CBN (CNGA432S0318A 7025).	147
Tabla 5.3	Resultados de maquinabilidad del INCONEL 617 con 2 diferentes herramientas de corte.	181
Tabla 5.4	Resultados de maquinabilidad del INCONEL 718 con 2 diferentes herramientas de corte.	182

APÉNDICE A. DATOS DE COMPOSICIONES DE SUPERALEACIONES

TABLA A-1 COMPOSICIÓN NOMINAL DE ALEACIONES BASE NÍQUEL FORJADAS

ALEACIÓN	COMPISIÓN %														Otros
	Ni	Cr	Co	Mo	W	Nb	Al	Ti	Fe	Mn	Si	C	B	Zr	
Astroloy	55.0	15.0	17.0	5.3	4.0	3.5	0.06	0.030
Cabot 214	75.0	16.0	4.5	...	2.5	0.01 Y
D-979	45.0	15.0	...	4.0	1.0	3.0	27.0	0.3	0.2	0.05	0.010
Hastelloy C-22	51.6	21.5	2.5	13.5	4.0	5.5	1.0	0.1	0.01	0.3 V
Hastelloy C-276	...	15.5	2.5	16.0	3.7	5.5	1.0	0.1	0.01	0.3 V
Hastelloy G-30	42.7	29.5	2.0	5.5	2.5	0.8	15.0	1.0	1.0	0.03	2.0 Cu
Hastelloy S	67.0	15.5	...	14.5	0.3	...	1.0	0.5	0.4	...	0.009	...	0.05 La
Hastelloy X	47.0	22.0	1.5	9.0	0.6	18.5	0.5	0.5	0.10
Haynes 230	57.0	22.0	...	2.0	14.0	...	0.3	0.5	0.4	0.10	0.02 La
Inconel 587(a)	bal	28.5	20.0	0.7	1.2	2.3	0.05	0.003	0.05	...
Inconel 597(a)	bal	24.5	20.0	1.5	...	1.0	1.5	3.0	0.05	0.012	0.05	0.02 Mg
Inconel 600	76.0	15.5	8.0	0.5	0.2	0.08
Inconel 601	60.5	23.0	1.4	...	14.1	0.5	0.2	0.05
Inconel 617	54.0	22.0	12.5	9.0	1.0	0.3	0.07
Inconel 625	61.0	21.5	...	9.0	...	3.6	0.2	0.2	2.5	0.2	0.2	0.05
Inconel 706	41.5	16.0	2.9	0.2	1.8	40.0	0.2	0.2	0.03
Inconel 718	52.5	19.0	...	3.0	...	5.1	0.5	0.9	18.5	0.2	0.2	0.04
Inconel X750	73.0	15.5	1.0	0.7	2.5	7.0	0.5	0.2	0.04
M-252	55.0	20.0	10.0	10.0	1.0	2.6	...	0.5	0.5	0.15	0.005
Nimonic 75	76.0	19.5	0.4	3.0	0.3	0.3	0.10
Nimonic 80A	76.0	19.5	1.4	2.4	...	0.3	0.3	0.06	0.003	0.06	...
Nimonic 90	59.0	19.5	16.5	1.5	2.5	...	0.3	0.3	0.07	0.003	0.06	...
Nimonic 105	53.0	15.0	20.0	5.0	4.7	1.2	...	0.3	0.3	0.13	0.005	0.10	...
Nimonic 115	60.0	14.3	13.2	4.9	3.7	0.15	0.160	0.04	...
Nimonic 263	51.0	20.0	20.0	5.9	0.5	2.1	...	0.4	0.3	0.06	0.001	0.02	...
Nimonic 942(a)	bal	12.5	...	6.0	0.6	3.7	37	0.2	0.30	0.03	0.010
Nimonic	bal	18.0	...	5.2	0.8	2.3	35	0.20	0.30	0.05	0.03	0.2	...
Nimonic PE.16	43.0	16.5	1.0	1.1	1.2	1.2	33.0	0.1	0.1	0.05	0.020
Nimonic PK.33	56.0	18.5	14.0	7.0	2.0	2.0	0.3	0.1	0.1	0.05	0.030
Pyromet 860	43	12.6	4.0	6.0	1.25	3.0	30.0	0.05	0.05	0.05	0.010
René 41	55.0	19.0	11.0	1.0	1.5	3.1	0.09	0.005
René 95	61.0	14.0	8.0	3.5	3.5	3.5	3.5	2.5	0.15	0.010	0.05	...
Udimet 400(a)	bal	17.5	14.0	4.0	...	0.5	1.5	2.5	0.06	0.008	0.06	...
Udimet 500	54.0	18.0	18.5	4.0	2.9	2.9	0.08	0.006	0.05	...
Udimet 520	57.0	19.0	12.0	6.0	1.0	...	2.0	3.0	0.05	0.005
Udimet 630(a)	bal	18.0	...	3.0	3.0	6.5	0.5	1.0	18.0	0.03
Udimet 700	55.0	15.0	17.0	5.0	4.0	3.5	0.06	0.030
Udimet 710	55.0	18.0	15.0	3.0	1.5	...	2.5	5.0	0.07	0.020
Udimet 720	55.0	17.9	14.7	3.0	1.3	...	2.5	5.0	0.03	0.033	0.03	...
Unitemp	60.0	12.0	10.0	2.7	6.5	...	4.0	2.8	0.04	0.015	0.10	1.5 Ta
Waspaloy	58.0	19.5	13.5	4.3	1.3	3.0	0.08	0.006

TABLA A-2. FUNCIÓN DE LOS ELEMENTOS DE ALEACIÓN DE LA SUPERALEACIONES

EFEECTO	Base Hierro	Base Cobalto	Base Niquel
Reforzadores de solución solida	Cr, Mo	Nb, Cr, Mo, Ni, W, Ta	Co, Cr, Fe, Mo, W, Ta
Estabilizadores de la matriz FCC	C, W, Ni	Ni	.
Formadores de carburo			
Tipo $\tilde{A}MC$	Ti	Ti, Ta, Nb	W, Ta, Ti, Mo, Nb
Tipo $\tilde{A}M_7C_3$...	Cr	Cr
Tipo $\tilde{A}M_{23}C_6$	Cr	Cr	Cr, Mo, W
Tipo $\tilde{A}M_6C$	Mo	Mo, W	Mo, W
Carbonitruros			
Tipo $\tilde{A}M(CN)$	C, N	C, N	C, N
Formas γ' Ni_3 (Al, Ti)	Al, Ni, Ti	.	Al, Ti
Retardador de formación hexagonal η (Ni_3Ti)	Al, Zr	.	.
Elevadores de temperatura solvus de γ'	Co
Endurecimiento de precipitados y/o	Al, Ti, Nb	Al, Mo, Ti(a) W, Ta	Al, Ti, Nb
Formas γ'' (Ni_3Nb)	Nb
Resistencia a la oxidación	Cr	Al, Cr	Al, Cr
Mejora la resistencia de la corrosión en caliente	La, Y	La, Y, Th	La, Th
Resistencia a la sulfuración	Cr	Cr	Cr
Incrementa la ruptura dúctil	B	B, Zr	B(b), Zr
Causa segregación en las fronteras de grano	B, C, Zr
Facilidad de trabajarlo	...	Ni_3Ti	.

TABLA A-3. COMPOSICIÓN NOMINAL DE ALEACIONES BASE HIERRO FORJADAS

Aleación	Composición,													
	Ni	Cr	Co	Mo	W	Nb	Al	Ti	Fe	Mn	Si	C	B	Otros
A-286(a)	26.0	15.0	...	1.3	0.2	2.0	54.0	1.3	0.5	0.05	0.015	...
Discaloy(a)	26.0	13.5	...	2.7	0.1	1.7	54.0	0.9	0.8	0.04	0.005	...
Alloy 901(a)	42.5	12.5	...	5.7	0.2	2.8	36.0	0.1	0.1	0.05	0.015	...
Haynes 556(a)	20.0	22.0	20.0	3.0	2.5	0.1	0.3	...	29.0	1.5	0.4	0.10	...	0.2 N, 0.02 La, 0.9
Incoloy 800(b)	32.5	21.0	0.4	0.4	46	0.8	0.5	0.05
Incoloy 801(b)	32.0	20.5	1.1	44.5	0.8	0.5	0.05
Incoloy 802(b)	32.5	21.5	46	0.8	0.4	0.04
Incoloy 807(b)	40.0	20.5	8.0	0.1	5.0	...	0.2	0.3	25	0.50	0.40	0.05
Incoloy 825(c)	38-46	19.5-23.5	...	2.5-3.5	0.2	0.6-1.2	22	1.0	0.5	0.05	...	1.5-3 Cu, 0.03 S
Incoloy 903(a)	38.0	...	15.0	3.0	0.7	1.4	41.0
Incoloy 907(c)	38	...	13	4.7	0.03	1.5	42	...	0.15
Incoloy 909(a)	38.0	...	13.0	4.7	...	1.5	42.0	...	0.4	0.01	0.001	...
N-155(a)	20.0	21.0	20.0	3.0	2.5	1.0	30.0	1.5	0.5	0.15	...	0.15 N
V-57(a)	27.0	14.8	...	1.3	0.3	3.0	52.0	0.3	0.7	0.08	0.010	...
19-9 DL(d)	9.0	19.0	0.4	...	1.3	0.3	bal	1.0	0.50	0.3
16-25-6(d)	25.5	16.25	...	6.0	bal	2.0	1.0	0.10
Pyromet CTX-	37.7	0.1	16.0	0.1	...	3.0	1.0	1.7	39.0	0.03
Pyromet CTX-3	38.3	0.2	13.6	4.9	0.1	1.6	bal	...	0.15	0.05	0.007	...
17-14CuMo(e)	14.0	16.0	...	2.5	...	0.4	...	0.3	62.4	0.75	0.50	0.12	...	3.0 Cu
20-Cb3(e)	34.0	20.0	...	2.5	...	1.0	42.4	0.07	...	3.5 Cu

TABLA A-4. COMPOSICIONES NOMINALES DE ALEACIONES BASE COBALTO FORJADAS

Aleación	Composición,													
	Ni	Cr	Co	Mo	W	Ta	Nb	Al	Fe	Mn	Si	C	Zr	Otras
AirResist 213(a)	...	19	66	...	4.7	6.5	...	3.5	0.18	0.15	0.1 Y
Elgiloy(b)	15	20	40	7	bal	2	...	0.1	...	0.04 Be
Haynes 188(c)	22.0	22.0	39.2	...	14.0	3.0	0.10
L-605(c)	10.0	20.0	52.9	...	15.0	0.05
MAR-M 918(c)	20.0	20.0	52.5	7.5	0.05	0.10	...
MP35N(c)	35.0	20.0	35.0	10.0
MP159(c)	25.5	19.0	35.7	7.0	0.6	0.2	9.0	3.0 Ti
Stellite 6B(a)	3.0	30	bal	1.5	4.5	3.0	2.0	2.0	1.1
Haynes 150(b)	...	28	50.5	bal	...	0.75	0.02 P, 0.002
S-816(b)	20.0	20.0	bal	4.0	4.0	...	4.0	...	3.0	1.20	...	0.40
V-36(b)	20.0	25.0	bal	4.0	2.3	...	2.4	1.0	...	0.32

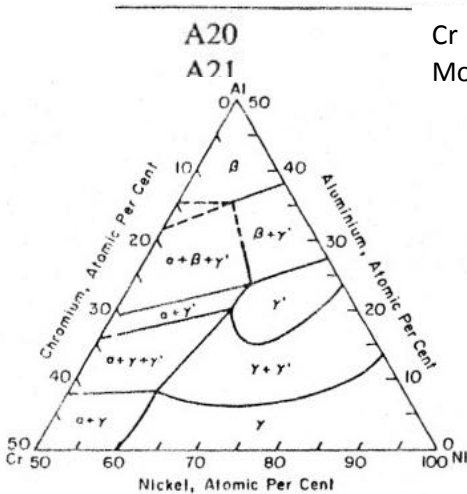
APÉNDICE B. DIAGRAMAS DE FASE Y TABLAS

TABLA 1B. DIAGRAMAS DE FASE TERCIARIOS Y CUATERNARIOS, CON ALGUNOS EJEMPLOS DE SISTEMAS QUE RELACIONAN EL NÍQUEL.

Diagramas de fase Terciario

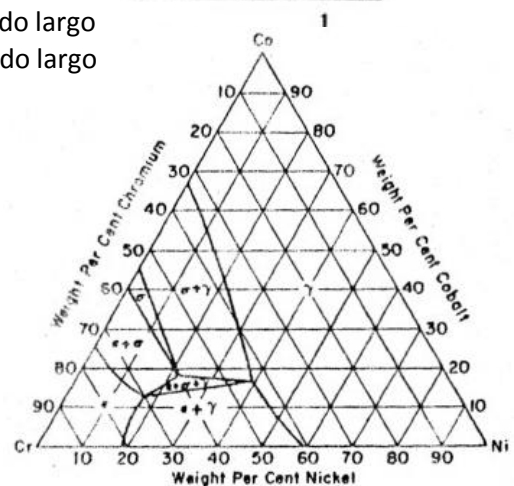
Numero de Figura	Sistema	Temperatura °F (°C)	Referencia
A1	Co-Cr-Fe	2200 (1200)	4
A2	Co-Cr-Mo	2200 (1200)	5
A3	Ni-Al-Cb	1380 (750)	6
A4	Ni-Al-Cb	2200 (1200)	6
A5	Ni-Al-Cr	1550 (850)	2
A6	Ni-Al-Cr	1830 (1000)	2
A7	Ni-Al-Hf	1830 (1000)	7
A8	Ni-Al-Mo	1900 (1038)	8
A9	Ni-Al-Mo	2140 (1170)	8
A10	Ni-Al-Ta	1830 (1000)	9
A11	Ni-Al-Ti	1830 (1000)	10
A12	Ni-Al-W	2280 (1250)	11
A13	Ni-Co-Cr	2200 (1200)	12
A14	Ni-Co-Mo	2200 (1200)	5
A15	Ni-Cr-Cb	2010 (1100)	13
A16	Ni-Cr-Fe	1650 (900)	14
A17	Ni-Cr-Mo	2200 (1200)	5
A18	Ni-Cr-Ti	1830 (1000)	15
A19	Ni-Cr-W	2200 (1200)	16

Diagrama Polar



Sistema Ni-Al-Cr a 850 °C

Cr versus primer periodo largo
Mo versus primer periodo largo



Sistema Ni-Co-Cr a 1200 °C

REFERENCIAS

- 1.-Romero Vázquez Fermín. SER. (2010). *“El sector aeroespacial en México. Los desafíos para la industria nacional ante el establecimiento de la Agencia Espacial Mexicana (AEM)”*. Foro sobre Desarrollo Industrial. Querétaro Mex. 28 y 29 de octubre de 2010.
- 2.-Secretaría de Economía, Dirección General de Industrias Pesadas y de Alta Tecnología. (Marzo 2012). *“Industria Aeronáutica en México”*. (Autor).
- 3.-FEMIA. (México 2012). *“Programa Estratégico de la Industria Aeroespacial” Pro-Aéreo 2012 – 2020*. (Autor).
- 4.-B. B. Seth. (2000). *Superalloys: the utility gas turbine perspective*, in T. M. Pollock, R. D. Kissinger, R. R. Bowman, et al., eds, *Superalloys 2000* (Warrendale, PA: The Minerals, Metals and Materials Society (TMS). pp. 3–16.
- 5.-F. Carchedi. (2003). *Industrial gas turbines: challenges for the future*, in A. Strang et al., eds, *Parsons 2003: Engineering Issues in Turbine Machinery, Power Plant and Renewables* (London: Maney, for the Institute of Materials, Minerals and Mining, 2003), pp. 3–23.
- 6.-Roger C. Reed. (2006). *The Superalloys fundamentals and applications*, Cambridge University Press TUK.
- 7.-P. Costes, Y. Guillet, G. Poulachon, M. Dessoly. (2007). *Mecanismos de desgaste y vida útil de las herramientas de CBN en el mecanizado de Inconel 718*. *International Journal of Machine Tools & Manufacture* 47. 1081–1087
- 8.-E.Q. Ezugwu, Z. M. Wang, y C. Okeke. (Apr.1999). *“Tool life and surface integrity when machining inconel 718 with PVD- and CVD- coated tools”*. *Tribology Transactions*.
- 9.-S. A. Klimenko, Yu. A. Mukovoz y L. G. Polonsky. *“Cutting Tools of Superhard Materials”*. V.N. Bakul Institute for Superhard Materials Ukrainian Academy of Sciences Kiev, 254074, Ukraine.
- 10.-G. Bellows, y R. M., Niemi. (1971). *“Surface Integrity of Machined Inconel 718 Alloy”*. *SME* 1Q71-239.

- 11.-E. O. Ezugwu, y S. H. Tang. (1995). "Surface Abuse When Machining Cast Iron (G17) and Nickel-Based Superalloy (Inconel 718) with Ceramic Tools". Jour of Mat. Proc. Tech., 55, pp 63-69.
- 12.-P. C. Zambrano Robledo, G. R. Juárez Martínez, J. J. Chávez Valtierra, A. G. Limones Martínez, R. N. Montalvo Páez "Cambio del tamaño de grano de una aleación de Inconel 617 al ser maquinada". FIME-UANL pzambran@fime.uanl.mx.
- 13.-Catalogo Sandvik. (2012). "Maquinabilidad definición". (Autor). Pagina A5.
- 14.-M. en I. Felipe Díaz del Castillo Rodríguez. "Lecturas de Ingeniería". Laboratorio de ingeniería de Materiales, Facultad de estudios superiores de Cuautitlan.
- 15.-Asso-Mec S.L Mecanizados. (Inedito).
- 16.-Julio Serrano, Fernando Romero, Gracia Bruscas, Carlos Vila. (2005). *Tecnología mecánica: procesos de conformado por arranque de viruta y soldadura de metales*. . Publicacion Universitat Jaume I.
- 17.-Millán Gómez, Simón (2006). *Procedimientos de Mecanizado*. Madrid: Editorial Paraninfo. ISBN 84-9732-428-5.
- 18.-Serrano Mira, Julio. Romero Subirón, Fernando. Bruscas Bellido, Gracia M. Vila Pastor, Carlos. (2005). *Tecnología mecánica: Procesos de conformado con arranque de viruta y soldadura de metales (234)*. Publicaciones de la Universidad Jaime I. Campus del Riu Sec.
- 19.-Sierra Alcolea, Cayetano. Costa Herrero, Lluís. Buj Corral, Irene. Vivancos Calvet, Joan. *Fabricación de piezas por deformación plástica y por sinterizado*, Escola Técnica Superior d'Enginyeria Industrial de Barcelona. Universidad Politècnica de Catalunya.
- 20.-Mojo Andres, "Procesos Avanzados de maquinado" Resumen. (Inedito).
- 21.-Joseba Perez B. Goretti Alberdi, Patxi Lopez, *Introduccion al mecanizado de alta velocidad. Centro de aplicaciones del mecanizado de alta velocidad*, Teniker.
- 22.-Héctor Hugo Gómez, Dietmar S. Niño, Sergio G. Valencia. (2012). "Cantidad Mínima de Lubricante y Maquinado en Seco: Estado del arte". FABRICAR VOL O, II.
- 23.-P. W. Marksberry, I.S. Jawahir. (2008). *A Comprehensive tool-wear/tool-life performance model in the evaluation of NDM (near dry machining) for sustainable manufacturing*. Science Direct.

- 24.-K. Weinert, I. Inasaki, J.W. Sutherland and T. Wakabayashi.(1998). *Dry Machining and Minimum Quantity Lubrication*. 2nd ed., R. M. Osgood, Jr., Ed. Berlin, Germany: Springer-Verlag.
- 25.-M. Nouari, G. List, F. Girot, and D. Géhin. (2005). *Effect of machining parameters and coating on wear mechanisms in dry drilling of aluminum alloys*. International Journal of Machine Tools & Manufacture Design, research and application.
- 26.-American society of Materials Handbook, Volume 1, *Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys Section*: Publication Information and Contributors paginas 1478-1526. (Autor)
- 27.-Chester Thomas Sims, N, S, Stolof William C, Hagel. (1987). *Superalloys II*, Vol. 2. Willey interscience Publication The University of Michigan.
- 28.- Matthew J. Donachie, Stephen J. Donachie *Superalloys a Thechnical Guide* segunda edition, ASM International 2002,
- 29.-Philip A. Schweitser. P. E. (2003). *Mettalic Materials: Physical, Mechanical and corrosion Properties*. Editorial Taylor e Francis.
- 30.-Antonio Ángel Aguilar Contreras. (Abril 2008), “*Caracterización mecánica mediante ensayos de tracción a alta velocidad de deformación y altas temperaturas de aleaciones empleadas en carcasas de contención en turbinas aeronáuticas*”. Universidad Politécnica de Madrid.
- 31.-G.H. Gessinger. (1984). “*Powder Metallurgy of Superalloys*”. Butterworths.
- 32.-M.J. Donachie. (1984). “*Superalloy Source Book*”. American Society for Metals, Pagina 105.
- 33.- J.W. Brook and P.J. Bridges. (1988). *Superalloys* , The Metallurgical Society, 1988. Pagina 33-42
- 34.- Xiao Guo. (2005). “ *The Deformation and Processing of Structural Materials*”. Woodhead Publishing Ltd. Paginas 217-153
- 35.-Valim Levitin. (2006). “*High Temperature Strain of Metals and Alloys*”. Copyright WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim ISBN: 3-527-313389-9

- 36.- G. A. Whittaker. **2** (1986), "*Precision casting of aero gas turbine components*". Materials Science and Technology, 436–441.
- 37.-F. L. Versnyder and R. W. Guard. (1960). *Directional grain structures for high temperature strength*, Transactions of the American Society for Metals, **52** 485–493.
- 38.-B. H. Kear and B. J. Pearcey. (1967). *Tensile and creep properties of single crystals of the nickel-base superalloy Mar-M200*. Transactions of the Metallurgical Society of AIME, **239** 1209–1218.
- 39.-M. J. Goulette, P. D. Spilling and R. P. Arthey.(1984). *Cost-effective single crystals*. In R. H. Bricknell, W. B. Kent, M. Gell, C. S. Kortovich and J. F. Radavich, eds, Super alloys 1984 (Warrendale, PA: The Metallurgical Society of AIME,), pp. 167–176.
- 40.-A. Choudhury. (1990). *Vacuum Metallurgy*. Materials Park, OH: ASM International.
- 41.- G. E. Maurer. (1989). *Primary and secondary melt processing – super alloys*. In J. K. Tien and T. Caulfield, eds, Super alloys, Supercomposites and Superceramics. San Diego: Academic Press, pp. 49–97.
- 42.-P. P. Turillon. (1963). *Evaporation of elements from 80/20 nickel-chromium during vacuum induction melting*. In Transactions of the Sixth International Vacuum Metallurgy Conference. New York: American Vacuum Society. Pages. 88–102.
- 43.- E.O. Ezugwu, J. Bonney, Y. Yamane. (2002). "*An overview of the machinability of aeroengine alloys*". Machining Research Centre, School of Engineering, South Bank University, 103 Borough Road, London SE1 0AA, UK Department of Engineering, Hiroshima University, 1-4-1 Kagamiyama..
- 44.- Materials Selector (1988). Penton, 1987
- 45.-Nickel Development Institute. "*High-Temperature High-Strength Nickel Base Alloys*". Inco Alloys International Ltd., distributed by NDI. (Autor).
- 46.- Inco Alloys International, Inc. (1988). "*Product Handbook*". Publication 1A1-38. (Autor).
- 47.-G.H. Gessinger. (1984). *Powder Metallurgy of Superalloys*. Butterworths.

48.- M. McLean. (1983). *Directionally Solidified Materials for High Temperature Service* London: The Metals Society.

49.-N. R. Blyth. (2001). *Examination of a Failed CFM56-3C-1 Turbofan Engine – Boeing 737-476, VH-TJN*. Technical Analysis Report 3/01 (Reference BE/200000023). Canberra, Australia: The Australian Transport Safety Bureau.

50.- P. Nash.(1991). *Phase Diagrams of Binary Nickel Alloys*. Materials Park, OH: ASM International.

51.- K. J. Blobaum, D. Van Heerden, A. J. Gavens and T. P. Weihs. (2003). *Al/Ni formation reactions: characterisation of the metastable Al_9Ni_2 phase and analysis of its formation*. *Acta Materialia*, **51** 3871–3884.

52.- S. Tin, T. M. Pollock and W. T. King.(2000). *Carbon additions and grain boundary formation in high refractory nickel-base single crystal superalloys*. In T. M. Pollock, R. D. Kissinger, R. R. Bowman *et al.*, eds, *Superalloys 2000*. Warrendale, PA: The Minerals, Metals and Materials Society (TMS), pp. 201–210.

53.- Q. Z. Chen and D. M. Knowles. (2002). The microstructures of base/modified RR2072 SX superalloys and their effects on creep properties at elevated temperatures, *Acta Materialia*, **50** 1095–1112.

54.-R. C. Reed, M. P. Jackson and Y. S. Na. (1999). *Characterisation and modelling of the precipitation of the sigma phase in Udimet 720 and Udimet 720Li*. *Metallurgical and Materials Transactions*, **30A** 521–533.

55.-A. K. Sinha. (1972). *Topologically close-packed structures of transition metal alloys*. *Progress in Materials Science*, **15** 79–185

56.-J.M. Moyer. (1984). *Proceedings of Superalloys 1984 Conference*, The Metallurgical Society, p 445.

57.-J.P. Collier, A.O. Selius, and J.K. Tien (1988). *Proceedings of Superalloys 1988 Conference*, The Metallurgical Society, p 43.

58.- C.T. Sims. (1969). *J. Met.*, Vol 21 (No. 12), , p 27.

59.- J. Gayda and T. Gabb. (2004). *The effect of dual microstructure heat treatment on an advanced nickel-base disk alloy*. In K. A. Green, T. M. Pollock, H. Harada *et*

al., eds, *Superalloys 2004* (Warrendale, PA: The Minerals, Metals and Materials Society (TMS), pp. 323–329.

60.- D. U. Furrer, G. Groppi and G. Bunge. (2005). *Forging the future: parts I and II*. *Advanced Materials and Processes*, **163**, 5, 6 pp. 35–37, 43–45.

61.- E.A. Almond. (April 1981). *Towards improved tests based on fundamental properties*. In *Proceedings of the International Conference on Improved Performance of Tool Materials*, The National Laboratory and the Metals Society, Teddington, Middlesex, 28–29, pp. 161–169.

62.- <http://www.specialmetals.com/index.php> (Copyright © Special Metals 2008. All rights reserved).

63.- R. Cozar and A. Pineau. (1973). *Morphology of gamma prime and gamma double prime precipitates and thermal stability of Inconel 718 type alloys*. *Metallurgical Transactions*, P. 47–59.

64.-R. Schafrik and R. Sprague. (2004). *The saga of gas turbine materials, Parts I, II, III*. *Advanced Materials and Processes*, **162**, 3, 4, 5 pp. 33–36, 27–30, 29–33.

65.- N. A. Cumpsty.(1997). *Jet Propulsion: A Simple Guide to the Aerodynamic and Thermodynamic Design and Performance of Jet Engines*. Cambridge: Cambridge University Press.

66.- S. Miller. (1996). *Advanced materials means advanced engines*. *Interdisciplinary Sci. Rev.* 21 (2) 117–129.

67.- F.R. Morral. (1980). “*Wrought Superalloys, in Properties and Selection: Stainless Steels, Tool Materials and Special-Purpose Metals*”, Volume 3, 9th ed., *Metal Handbook*, American Society for Metals,. Paginas 1479, 1480.

68.- B. Ackroyd, et al. (2001). *Exploration of contact conditions in machining, Proceedings of Institution of Mechanical Engineers: part B*. *Journal of Engineering Manufacture* 215 (4) 493–507.

69.- Diniz Anselmo E, de Oliveira Adilson J. (2004). “*Optimizing the use of dry cutting in rough turning steel operations*”. Department of Manufacturing

Engineering, Faculty of Mechanical Engineering, State University of Campinas, CP 6122, 13083 970-SP Campinas, Brazil.

70.- M. Sokovic, K. Mijanovic. (2001). *Ecological aspects of the cutting fluids and its influence on quantifiable parameters of the utting processes*. Journal of Materials Processing Technology 109 (1–2) 181–189.

71.- E.A. Ignacio. (1998). *Caracterizaco da legislaco ambiental brasileira voltada para a utilizaco de fluidos de corte na indu´ stria metalmeccnica*. Master’s Thesis, Department of Manufacturing Engineering and Systems, Federal University of Santa Catarina, Florianop´ olis. Available from <http://www.eps.ufsc.br/disserta98/ignacio/index.html>.

72.- O. Novaski, J. Do” rr. (1999). *Usinagem sem refrigeraco*, Ma´ quinas e Metais 398 18–27.

73.- G. Byrne, E. Scholta. (1993). *Environmentally clean machining processes a strategic approach*. Annals of the CIRP 42 (1) 471–474.

74.- D.A. Yuhara. (2000). *Aplicaco de revestimentos PVD em ferramentas de corte*. Available from <http://www.brasimet.com.br/artigos/index.shtml>.

75.- V. Derflinger, H. Bra” ndle, H. Zimmermann. (1999). *New hard/lubricant coating for dry machining*. Surface and Coating Technology 113 (3) 286–292.

76.-Pinaki Chakraborty. (December 2007). *“Tool life and flank wear modeling of Physical vapour deposited TiAlN/TiN multilayer coated carbide inserts when and milling 4340 steel ander dry and semi.dry cutting conditions”*. University of Miami.

77.- S. Kalpakjian y S.R. Schmid.(2008). *“Manufactura, Ingenieria y Tecnologia”*. Quinta edico, ed. Pearson prentice hall.

78.- Testo AG. (Septiembre 2008). *“Camara Termografica”*. Guia de bolsillo. (Autor).

79.- Ramon Zeleny Vzquez y Carlos Gonzlez Gonzlez. (1999). *“Metrologa Dimensional”*. Mc grawHill, paginas 159-163.

80.- Van Vlack Lawrence H. *“Materiales para ingeniera”* The Univeersity of Michigan, Ann Arbor Michigan CECSA.

81.- Vincent Dessoly. (April, 2004). *“Modeling and verification of cutting tool temperaturas in rotary tool turning of hardened steel”*. Georgia Institute of Technology.

- 82.- G. Liu, N. He, Z.L. Man and L. Li. *“Cutting Forces in the Milling of Inconel 718”*. College of Mechanical and Electronic Engineering Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing, 210016, China.
- 83.-D. G. Thakur, B. Ramamoorthy, L. Vijayaraghavan. (March 2009). *“An experimental analysis of effective high speed turning of superalloy Inconel 718”*.
- 84.-Ezugwu, E Q, Wang, Z M, Okeke, C I. (Apr 1999). *“Tool life and surface integrity when machining inconel 718 with PVD- and CVD- coated tools”*. Tribology Transactions.
- 85.-Yu Long May. (2008). *“Modeling of the effect of tool wear on cutting forces in turning”*.
- 86.-Ingo Essel. (22. May 2006). *“Machinability Enhancement of Non-Leaded Free Cutting Steels”*.
- 87.-Malek Habak. (11 décembre 2006). *“Etude de l'influence de la microstructure et des paramtres de coupe sur le comportement en tounage dur de l'acier a roulement 100Cr₆”*. l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers.
- 88.-López E. (Diciembre 2002). *Estudio de Maquinabilidad para Aleaciones de Aluminio Al-MgSi 6063*. Universidad Autónoma de Nuevo León. México.
- 89.-ISO International Standard Organization 3685:1993(E). (1993). *Tool testing with single point turning tools*. (Autor).
- 90.- Contreras Andújar José Manuel (2008). *Estudio de la influencia de la morfología y de la distribución de tamaños de partículas de polvo en la obtención de aleaciones base Cu y base Ni mediante la tecnología MIM*. Universidad Carlos III DE Madrid. España.
- 91.- M.Z.A. Yazid, Hassan, Jaharah (2010). *Desgaste de herramientas de carburo con recubrimiento por PVD Al Tornear acabado de Inconel 718 a Alta Velocidad Mecanizado*. Advanced Materials Research Vols. 129-131) pp 1004-1008.
- 92.- D. Thakur, B. Ramamoorthy, (2010). *Efecto de los parámetros de corte de alta velocidad en el Características de la superficie de Superaleación Inconel 718*. Proceedings of the World Congress on Engineering 2010 Vol III, London, U.K.

93.- M. Bengersallah, L. Boulanouar, G. Lecoz D. Dudzinski, (2013). *Fresado de alta velocidad en seco de superaleaciones a base de níquel*. ISSN 1392 - 1207. MECHANIKA. Volume 19(2): 223-228.