

**INSTITUTO POLITECNICO NACIONAL**  
**ESCUELA SUPERIOR DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA**  
**SECCION DE ESTUDIOS DE POSGRADO E INVESTIGACION**



**INFLUENCIA DE LA DISTRIBUCIÓN DE FASES DE ALTA  
DUREZA SOBRE LAS PROPIEDADES MECANICAS DE  
RECUBRIMIENTO CON ALEACIÓN INCONEL 600 Y  
*STELLITE***

**T E S I S**  
QUE PARA OBTENER EL GRADO DE

**MAESTRO EN CIENCIAS CON ESPECIALIDAD  
EN INGENIERIA MECANICA**

**P R E S E N T A**

**MARTÍN DARÍO CASTILLO SÁNCHEZ**

**DIRIGIDA POR:**

**DR. FRANCISCO PALACIOS PALACIOS**  
**DIRECTOR EXTERNO (ININ)**  
**MC. GABRIEL VILLA Y RABASA**  
**DIRECTOR INTERNO**



**ININ**

**MÉXICO DF.**

**2002**



**INSTITUTO POLITECNICO NACIONAL**  
**COORDINACION GENERAL DE POSGRADO E INVESTIGACION**

*ACTA DE REVISION DE TESIS*

En la Ciudad de México, D. F. siendo las 11:30 horas del día 2 del mes de Mayo del 2002 se reunieron los miembros de la Comisión Revisora de Tesis designada por el Colegio de Profesores de Estudios de Posgrado e Investigación de la E.S.I.M.E. para examinar la tesis de grado titulada:

**"INFLUENCIA DE LA DISTRIBUCIÓN DE FASES DE ALTA DUREZA SOBRE LAS PROPIEDADES MECANICAS DE RECUBRIMIENTO CON ALEACIÓN INCONEL 600 Y STELLITE"**

CASTILLO                      SANCHEZ                      MARTIN DARIO  
Apellido paterno                      materno                      nombre(s)  
Con registro: 

9	7	1	4	8	2
---	---	---	---	---	---

aspirante al grado de: MAESTRO EN CIENCIAS

Después de intercambiar opiniones los miembros de la Comisión manifestaron **SU APROBACION DE LA TESIS**, en virtud de que satisface los requisitos señalados por las disposiciones reglamentarias vigentes.

LA COMISION REVISORA

Director de tesis  
  
DR. FRANCISCO PALACIOS PALACIOS

DR. GUILLERMO URRIOLAGOITIA CALDERON

M. en C. GABRIEL VILLA Y RABASA

DR. MANUEL VITE TORRES

DR. LUIS HÉCTOR HERNANDEZ GOMEZ

M. en C. ALLA KABATSKAIA IVANOVNA

EL PRESIDENTE DEL COLEGIO  
  
DR. FLORENCIO SANCHEZ SILVA



## CONTENIDO

<b>INDICE</b>	i
<b>INDICE DE FIGURAS</b>	iv
<b>INDICE DE TABLAS</b>	vii
<b>SIMBOLOGIA</b>	viii
<b>OBJETIVOS</b>	x
<b>RESUMEN</b>	xi
<b>ABSTRACT</b>	xii
<b>JUSTIFICACIÓN</b>	xiii
	<b>Página</b>
<b>INTRODUCCIÓN</b>	1
<b>CAPITULO I</b>	3
<b>CONSIDERACIONES TEORICAS</b>	
1 Bases de la precipitación y nucleación de partículas.	5
1.1 Estabilidad del estado inicial	5
1.1.2 Procesos de crecimiento	5
1.1.3 Límites de interfase, relaciones entre redes	6
1.2 Procesos de nucleación	8
1.2.1 Teoría clásica de nucleación	8
1.2.2 Nucleación heterogénea	11
1.2.3 Nucleación en reacciones de precipitación	11
1.3 Transformaciones a composición constante	14
1.3.1 Cambios polimórficos	14
1.3.2 Transformaciones masivas	15
1.4 Precipitación de soluciones sólidas supersaturadas	16
1.4.1 Precipitación continua	18
1.4.2 Precipitación discontinua	18
1.5 Transformación eutectoide	19
1.6 Transformaciones martensíticas	20
<b>CAPITULO II</b>	23
<b>METALURGIA DE LAS ALEACIONES DE BASE NÍQUEL</b>	
2.1 Metalurgia de las aleaciones de base Níquel	25
2.1.1 Composición química	25
2.1.2 Estructura y microestructura	26
2.2 Constitución, estructura y reacción de fases	28
2.2.1 La matriz austenítica ( $\gamma$ )	28
2.2.2 Relaciones de fase	29



2.2.3	Resistencia de soluciones sólidas	30
2.2.4	Fases gama prima ( $\gamma'$ )	31
2.2.5	Microestructura	32
2.2.6	Relaciones de composición	32
2.2.7	Estabilidad de dispersión gama prima ( $\gamma'$ )	34
2.2.8	Transformaciones de gama prima( $\gamma'$ ) a $Ni_3Nb$	34
2.2.9	Carburos	35
2.2.10	Clases de carburo y morfologías típicas	35
2.3	Grano y efectos del límite de grano	38
2.3.1	Tamaño de grano	38
2.3.2	Estructura en el límite de grano	38

### **CAPITULO III** 40

#### **METALURGIA DE LAS ALEACIONES DE BASE COBALTO**

3.1	Metalurgia de las aleaciones de base cobalto	42
3.2	Composición química	42
3.3	Fases de la aleación y sus características	44
3.3.1	Matriz austenítica	44
3.3.2	Carburos	46
3.3.3	Carburos $M_3C_2$ y $M_7C_3$	47
3.3.4	Carburos $M_7C_3$	48
3.3.5	Carburos $M_6C$	48
3.3.6	Carburos $M_{23}C_6$	49
3.3.7	Carburos $MC$	50
3.4	Microestructura de las aleaciones	51

### **CAPITULO IV** 54

#### **EFFECTO METALÚRGICO DE LOS RECUBRIMIENTOS CON INCONEL Y STELLITE**

4.1	Comportamiento de Inconel 690	56
4.2	Comportamiento de Inconel 718	58
4.2.1	Metalografía	59
4.2.2	Comportamiento de las aleaciones tipo carburo	61
4.3	Comportamiento de aleaciones tipo intermetálicas	62
4.3.1	Características	62
4.3.2	Comportamiento en condiciones abrasivas	64



<b>CAPITULO V</b>	67
<b>CARACTERIZACIÓN EXPERIMENTAL</b>	
5.1 Equipo empleado	68
5.2 Material empleado	69
5.2.1 Metal base	69
5.2.2 Metal de aporte	70
5.3 Metodología	70
5.3.1 Preparación del material sobre el cuál se va a depositar el recubrimiento	70
5.3.2 Aplicación del recubrimiento	71
5.3.2.1 Descripción del proceso de soldadura al arco eléctrico con electrodo metálico revestido	71
5.3.2.2 Aplicación del recubrimiento	72
5.3.3 Obtención de probetas	73
5.3.4 Análisis con difractómetro de rayos X	74
5.3.5 Prueba de dureza	74
5.3.6 Tratamiento térmico	74
<b>CAPITULO VI</b>	75
<b>RESULTADOS Y SU ANALISIS</b>	
6.1 Microscopia óptica	76
6.2 Microscopia electrónica	78
6.2.1 Microscopia electrónica de Inconel 600	78
6.2.2 Microscopia electrónica de aleación <i>Stellite</i>	81
6.2.3 Microscopia electrónica de Inconel 600 templado	83
6.2.4 Análisis del espectro de rayos X particular para cada elemento en la aleación, en la tercera capa de Inconel 600 templado.	85
6.3 Análisis químico básico de las zonas observadas en la aleación	86
6.4 Difractometría de las aleaciones estudiadas	88
6.5 Resultados de la prueba de dureza	89
6.6 Resultados de la prueba de impacto	89
6.7 Resultados de la prueba de abrasión	90
<b>DISCUSIÓN DE RESULTADOS</b>	93
<b>CONCLUSIONES</b>	98
<b>TRABAJOS A FUTURO</b>	100
<b>BIBLIOGRAFÍA</b>	101
<b>APENDICES</b>	107
<b>ANEXOS</b>	112



## INDICE DE FIGURAS

Número	Título	Página
Figura 1.1	Variación de la energía libre debido al tamaño del núcleo atómico	9
Figura 1.2	Diagrama esquemático, curvas de energía libre contra composición	12
Figura 2.1	Elementos importantes en la constitución de aleaciones de base níquel	26
Figura 2.2	Diagramas de fase cuaternarios aproximados para matrices de aleación a alta temperatura, a aproximadamente 1200°C	2.2
Figura 3.1	Diagrama polar de cromo	44
Figura 3.2	Diagramas de fase cuaternarios aproximados de matrices de superaleaciones a aproximadamente 1200°C	45
Figura 3.3	Relación de carburos en el sistema periódico	47
Figura 3.4	Representación esquemática de la precipitación eutéctica en superaleaciones de cobalto típicas	48
Figura 3.5	Estructuras características de superaleaciones de cobalto prominentes, 334X	53
Figura 4.1a	Inconel recocido	56
Figura 4.1b	Tratamiento de temple	56
Figura 4.2a	Tamaño de grano	58
Figura 4.2b	Temperatura de tratamiento térmico en el perfil de distribución de cromo	58
Figura 4.3a	Curva de transformación	59
Figura 4.3b	Curva de transformación con tratamiento térmico	59
Figura 4.4	Microestructura de la aleación 2.0C, 24Ni, 35Cr, 5W	61
Figura 4.5	Microestructura de la aleación 1,2C, 24Cr, 4.5W	61
Figura 4.6	Valores de resistencia al impacto (Charpy) contra dureza de aleaciones tipo boruro, carburo y silicatos	63
Figura 4.7	Resistencia a la abrasión de aleaciones Ni, Co, volumen perdido contra dureza	64
Figura 4.8	Proceso gtaw, 200X, 2ª capa	65
Figura 4.9	Proceso oaw 200X, 2ª capa	65
Figura 4.10	Proceso smaw 200X, 2ª capa	65
Figura 4.11	Proceso oaw, zona en la segunda capa, 100X	66
Figura 4.12	Proceso oaw zona en la segunda capa, 5000X	66
Figura 5.1	Diagrama del circuito de soldadura al arco metálico protegido	5.1
Figura 5.2	Diagrama de aplicación del recubrimiento	72
Figura 6.1	Inconel 600, 1ª capa, 150X	76
Figura 6.2	Inconel 600, 2ª capa, 150X	76
Figura 6.3	Inconel 600, 3ª capa, 150X	76



Figura 6.4	Inconel 600 templado, 2ª capa, 150X	76
Figura 6.5	Inconel 600 templado, 3ª capa, 150X	76
Figura 6.6	<i>Stellite</i> , 1ª capa, 150X	76
Figura 6.7	<i>Stellite</i> , 2ª capa, 150X	77
Figura 6.8	<i>Stellite</i> , 3ª capa, 150X	77
Figura 6.9	Inconel 600, 1ª capa, 400X	78
Figura 6.10	Inconel 600, 1ª capa, 1000X	78
Figura 6.11	Inconel 600, 1ª capa, 1000X	78
Figura 6.12	Inconel 600, 1ª capa, 2000X	78
Figura 6.13	Inconel 600, 1ª capa, 2000X	78
Figura 6.14	Inconel 600, 1ª capa, 5000X	78
Figura 6.15	Inconel 600, 2ª capa, 400X	79
Figura 6.16	Inconel 600, 2ª capa, 1000X	79
Figura 6.17	Inconel 600, 2ª capa, 2000X	79
Figura 6.18	Inconel 600, 3ª capa, 400X	79
Figura 6.19	Inconel 600, 3ª capa, 1000X	79
Figura 6.20	Inconel 600, 3ª capa, 2000X	79
Figura 6.21	Inconel 600, 3ª capa, 4000X	80
Figura 6.22	Inconel 600, 3ª capa, 20000X	80
Figura 6.23	<i>Stellite</i> , 1ª capa, 400X	81
Figura 6.24	<i>Stellite</i> , 1ª capa, 1000X	81
Figura 6.25	<i>Stellite</i> , 1ª capa, 2000X	81
Figura 6.26	<i>Stellite</i> , 2ª capa, 400X	81
Figura 6.27	<i>Stellite</i> , 2ª capa, 1000X	81
Figura 6.28	<i>Stellite</i> , 2ª capa, 2000X	81
Figura 6.29	<i>Stellite</i> , 3ª capa, 400X	82
Figura 6.30	<i>Stellite</i> , 3ª capa, 1000X	82
Figura 6.31	<i>Stellite</i> , 3ª capa, 2000X	82
Figura 6.32	Inconel templado, 1ª capa, 400X	83
Figura 6.33	Inconel templado, 1ª capa, 1000X	83
Figura 6.34	Inconel templado, 1ª capa, 2000X	83
Figura 6.35	Inconel templado, 2ª capa, 400X	83
Figura 6.36	Inconel templado, 2ª capa, 1000X	83
Figura 6.37	Inconel templado, 2ª capa, 2000X	83
Figura 6.38	Inconel templado, 3ª capa, 400X	84
Figura 6.39	Inconel templado, 3ª capa, 1000X	84
Figura 6.40	Inconel templado, 3ª capa, 2000X	84
Figura 6.41	Inconel templado, 3ª capa, 14000X	84
Figura 6.42	Inconel templado, 3ª capa, 25000X	84
Figura 6.43	Inconel templado, 3ª capa, 400X	84
Figura 6.43a	Espectro de níquel	85
Figura 6.43b	Espectro de cromo	85
Figura 6.43c	Espectro de hierro	85
Figura 6.43d	Espectro de niobio	86
Figura 6.43e	Espectro general (mapeo)	86
Figura 6.44	Difractograma de Inconel 600	88
Figura 6.45	Difractograma de <i>Stellite</i>	88



---

Figura 6.46	Difractograma de Inconel 600 templado	88
Figura 6.47	Dureza contra capas depositadas	93
Figura 6.48	Comportamiento de los elementos químicos en las capas de los depósitos de las aleaciones	95
Figura 6.49	Comportamiento de aleación contra resistencia al impacto	96
Figura 6.50	Gráfica de tasa de desgaste abrasivo contra distancia deslizada	97
Figura 6.51	Gráfica de resistencia al desgaste abrasivo contra distancia deslizada	97
Figura 6.52	Resistencia al desgaste abrasivo de dos cuerpos	99



## INDICE DE TABLAS

Número	Título	Página
Tabla 3.1	Función del grupo de elementos en superaleaciones de cobalto	43
Tabla 5.1	Análisis químico del metal base sobre el cual se va a depositar el recubrimiento	69
Tabla 5.2	Análisis químico de aleación Inconel 600	70
Tabla 5.3	Análisis químico de aleación <i>Stellite</i>	70
Tabla 5.4	Propiedades Mecánicas de Inconel 600	70
Tabla 5.5	Propiedades Mecánicas de <i>Stellite</i>	70
Tabla 5.6	Variables controladas durante el proceso de soldadura	72
Tabla 5.7	Condiciones de preparación de las probetas para análisis Metalográfico	73
Tabla 6.1	Análisis químico básico de aleación Inconel 600	86
Tabla 6.2	Análisis químico básico de aleación <i>Stellite</i>	87
Tabla 6.3	Análisis químico básico de aleación Inconel 600 templado	87
Tabla 6.4	Dureza y microdureza de recubrimiento con aleación Inconel 600 y <i>Stellite</i> , sobre acero ASTM-A36	89
Tabla 6.5	Resistencia al impacto en Joules	89
Tabla 6.6	Masa perdida en el ensaye de abrasión	90
Tabla 6.7	Tasa de desgaste, g / Kg.	90
Tabla 6.8	Resistencia al desgaste abrasivo, Kg. / g	91
Tabla 6.9	Volumen perdido acumulado, mm <sup>3</sup>	91
Tabla 6.10	Tasa de desgaste abrasivo, mm <sup>3</sup> / m	92
Tabla 6.11	Resistencia al desgaste abrasivo, m / mm <sup>3</sup>	92



## SIMBOLOGÍA

$\alpha$	fase de origen, número de átomos en el centro de la dislocación.
$\beta$	fase de nueva creación, tiempo de exposición de la taza de nucleación
$\varepsilon$	fase martensítica hcp.
$\gamma$	fase de nueva creación, tiempo de exposición de la taza de crecimiento, fase austenítica fcc (capítulos II, III, IV).
$\gamma'$	gama prima, fase austenítica secundaria.
$\eta$	taza relativa de cambio de parámetros de red con la composición.
$\eta$	fase intermedia, carburos en el límite de grano.
$\mu$	fase topológica intermedia, en forma de agujas.
$\nu$	frecuencia característica.
$\pi$	fase topológica intermedia.
$\sigma$	energía libre de superficie por unidad de área, fase topológica intermedia, en forma de placas.
$\nu I(t)$	taza de nucleación dependiente del tiempo.
$\Delta g_m$	energía libre de activación para movimiento de átomos a través del límite o en la red.
$\Delta g_s$	incremento de energía libre de tensión entre los átomos.
$\Delta G$	cambio en la energía libre de Gibbs.
$\Delta G_c$	energía crítica de nucleación.
$a, c$	parámetros de red atómica.
$a/o$	porcentaje de átomos.
$c^\beta$	concentración de soluto en la fase $\beta$ .
$c^m$	concentración inicial de soluto en la fase metastable.
$e/a$	relación constante electrón-átomo.
$g^\alpha$	energía libre de Gibbs por átomo en una fase $\alpha$ .
$g^\beta$	energía libre de Gibbs por átomo en una fase $\beta$ .
$I$	taza de nucleación de estado estable por unidad de volumen.
$n$	número de átomos en el núcleo.
$n_c$	número de átomos en un núcleo de tamaño crítico.



---

p	posición de la interfase.
t	tiempo.
w/o	porcentaje en peso.
A	elemento electronegativo.
APB	resistencia de grano antifase.
ASM	Sociedad Americana de Metales.
B	elemento electropositivo
D	coeficiente de difusión.
K	coeficiente del gradiente de energía.
L	diámetro de grano.
Laves	fase intermedia, carburos en el límite de grano.
M	metal cualquiera.
MC	carburo de metal, generalizado.
Nv	electrón de vacancia.
Pwr's	reactor de poder de agua.
RM	metal refractario.
SEM	microscopio electrónico de barrido.
S/G	generador de vapor.
T	temperatura.
TCP	fase topológica compacta.
TEM	microscopio electrónico de transmisión.
T <sub>M</sub>	punto de fusión.
X	elemento cualquiera en un compuesto.



---

## OBJETIVOS GENERALES

1. Caracterización de los recubrimientos de soldadura depositados por el proceso de soldadura eléctrica al arco metálico con electrodo revestido, (SMAW) sobre metal base de acero al bajo carbono.
2. Estudiar el efecto o influencia de las fases que provocan los diferentes niveles de endurecimiento con aleación Inconel 600 y *Stellite*.
3. Analizar el comportamiento mecánico, tribológico y metalúrgico de ambas aleaciones para una misma condición de trabajo.
4. Sustituir una aleación de base cobalto por una aleación de base níquel.



## RESUMEN

El trabajo presenta el estudio de las propiedades metalúrgicas y mecánicas de dos aleaciones, Inconel 600 y *Stellite*, clasificadas dentro del grupo de aleaciones de alta dureza o superaleaciones, las cuales fueron depositadas mediante el proceso de soldadura eléctrica al arco metálico con electrodo revestido (SMAW), sobre acero ASTM A-36, caracterizadas mediante microscopía electrónica, difracción, pruebas de abrasión, impacto y dureza, donde se observó la interrelación entre la microestructura y las propiedades mecánicas del recubrimiento.



---

## ABSTRACT

The present work studies the metallurgical and mechanical properties of two alloys, Inconel 600 and *Stellite*, clasified within a group of high hardness alloys or superalloys, They are deposited through an electrical welding process over steel ASTM A-36 and thereafter characterized through electronic microscopy, diffractometry and tests of abrasion, impact and hardness, is analysed the relationship between the microstructure and the final mechanical properties of the coating.



---

## JUSTIFICACIÓN

La depositación para la protección de una superficie por soldadura con un metal resistente es usada ampliamente en la reparación de componentes, así como en la fabricación de equipo nuevo, donde la construcción de componentes enteros de una aleación resistente es impráctica o demasiado costosa. Este método es el de más bajo costo para extender la vida de servicio de un componente, los beneficios incluyen el reemplazar menos partes, reducción del tiempo fuera de servicio, habilidad de hacer partes de un metal menos caro y la reducción de costos globales.

La mayoría de los recubrimientos se hace como parte de un mantenimiento o reparaciones de funcionamiento y se aplican generalmente para aquellas áreas donde se encuentra la exposición máxima a condiciones de uso severo, tales como fricción de metal con metal, abrasión, impacto, corrosión, alta temperatura, corrosión por fluido a alta velocidad, invasión de partículas sólidas. El cobalto y el níquel, están entre las aleaciones más versátiles de recubrimiento son, particularmente muy útiles cuando el calor extremo se combina con corrosión y condiciones abrasivas de metal con metal.

Las aleaciones estudiadas en este trabajo, son particularmente importantes y críticas dentro de los usos a que se destinan entre otras aplicaciones, en una planta de energía nuclear, enfatizando que la selección adecuada de un recubrimiento impactara en un servicio prolongado de los componentes y con esto en beneficios financieros.



## INTRODUCCIÓN

Los recubrimientos duros depositados sobre metales blandos, tienen una gran importancia en los componentes de equipos sometidos a diferentes tipos de servicio. Asimismo, tienen una amplia aplicación en la industria petroquímica, generación de energía eléctrica, movimiento de tierras e industria nuclear.

La aplicación de estos recubrimientos consiste en depositar alguna clase de aleación especial sobre una parte metálica, mediante alguno de los diversos métodos de aplicación de soldadura, para formar una superficie que resista a la abrasión, el calor, el impacto y la corrosión, o las combinaciones de los mismos.

Las aleaciones de base níquel y cobalto, presentan excelentes propiedades conjuntas para servicio hasta 1000°C, tales como resistencia al desgaste abrasivo, a la oxidación, a la corrosión en caliente, alta dureza en caliente, las propiedades que exhiben estas aleaciones están influenciadas fuertemente por los carburos que las componen, un conocimiento de las variables composicionales y microestructurales, así como de la morfología y proporción de fases es crítico, para comprender como una aleación responde a una situación de uso cuando se selecciona para cualquiera de sus aplicaciones.

Así tenemos que estas aleaciones de base níquel y cobalto se utilizan ampliamente en turbinas de gas de avión, en elementos tales como discos, cámaras de combustión, carcasas, cajas, alabes, quemadores, escapes, salida de los quemadores, sistemas de descarga, árboles o ejes. Así mismo en turbinas de vapor de plantas energéticas se utilizan en pernos, tornillos, alabes, conductos, chimeneas, recalentadores de gas y rotores.

En vehículos espaciales se aplican en películas térmicas en cuerpos aerodinámicos y partes de motor de cohetes.



Para los sistemas de energía nuclear: tienen amplia aplicación en mecanismos de control de impulsión mediante barra de acoplamiento, válvulas de vapor, resortes, tubería, superficies de sello mecánico, bridas de recipientes a presión, generadores de vapor, carcazas de turbina.

En motores reciprocantes tienen aplicación en turbo cargadores, válvulas de descarga, sellos de calor, insertos para asientos de válvula.

Su utilización en el proceso de metales es en herramientas para trabajo en caliente y dados, moldes para fundición, piezas moldeadas o fundidas, acabado en rodillos de uso continuo en fundiciones de acero, cucharas de colada y conductos de vaciado, sistemas de arrastre de transportadores en caliente, además en molinos para proceso de metales se utilizan en los hornos de secado y recocido, ventiladores de extracción y en el equipo para tratamiento térmico en recipientes, plantillas, bandas transportadoras, canastillas, ventiladores y hornos de mufla.

En industria química y petroquímica: pernos, tornillos, ventiladores, recipientes para reacción(reactores), tubería, bandas, válvulas de control de flujo en la industria de procesos químicos donde se requiere resistencia a la corrosión – erosión, herramientas para perforación de pozos petroleros, equipo para proceso químico o de refinería.

Industria del plástico: Se utilizan para recubrir tornillos de extrusión, boquillas o extrusores, cuando están en contacto con materiales altamente corrosivos o abrasivos, estas aleaciones son usadas en los husillos extrusores de caucho(hule) preferentemente.

Industria de la madera: ocasionalmente utiliza aleaciones de cobalto para recubrir dientes de sierra, cuando el jugo de la madera es corrosivo y las fibras de la madera hacen muy severa la condición de servicio, de tal manera que los materiales se degradan rápidamente.



Industria procesadora de comida: elementos que requieren resistencia a químicos y fibras de los alimentos, molinos, trituradores, digestores, recipientes de almacenamiento.

En elementos de maquinaria sometidos a desgaste o condiciones de uso bajo ambientes de alta temperatura o corrosión: rieles de ferrocarril, recubrimiento interior de los molinos de bolas, reconstrucción de dientes de palas excavadoras, cojinetes y chumaceras(muñón), ruedas de carros de mina, troqueles en caliente, mandriles de penetración, hojas de cizalla expuestas a metales sólidos calientes, equipo para agricultura y movimiento de tierra, herramientas para minería, piezas de máquina que tienen gran rapidez de desgaste, dados para forja en caliente, bombas de pozo profundo, elementos de plantas desaladoras de agua de mar, equipo naval y también en aplicaciones médicas como son prótesis y para uso de dentistas en dispositivos bucales y herramientas.

El presente trabajo se divide en los siguientes capítulos:

En el capítulo I, se describen los mecanismos que intervienen en la precipitación y nucleación de partículas, los procesos de crecimiento de fases, así como las transformaciones de fase que se presentan en las aleaciones.

En el capítulo II, se analiza la metalurgia de las aleaciones de base níquel, comenzando por su composición química, la microestructura que la conforma, las fases que llegan a presentarse, las transformaciones que sufren los tipos de carburos y el efecto que tiene el tamaño de grano.

En el capítulo III, se aborda la metalurgia de las aleaciones de base cobalto, se presenta la composición química, las fases de la aleación, los tipos de carburos y la microestructura que las conforman.



En el capítulo IV, se muestra el comportamiento mecánico - metalúrgico de varias aleaciones estudiadas recientemente de Inconel y *Stellite*, en las que se analiza el efecto del tratamiento térmico, la morfología de los precipitados, metalografía, formación y comportamiento de carburos, así como el comportamiento de estas aleaciones en condiciones abrasivas.

El capítulo V, describe el equipo utilizado para la realización de las pruebas experimentales, presenta también el análisis químico de los materiales utilizados, tanto de base como de aporte, así como la metodología seguida durante el desarrollo de la investigación y la descripción del proceso utilizado.

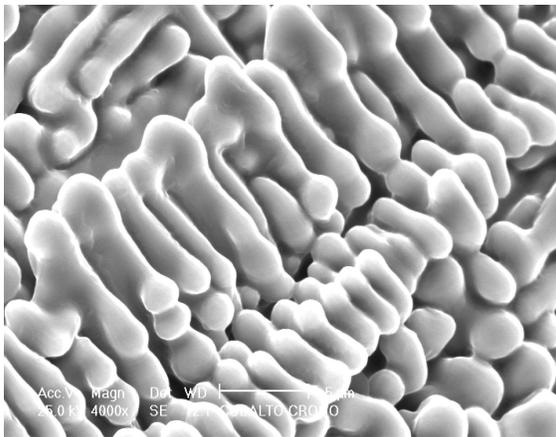
El capítulo VI, presenta los resultados experimentales obtenidos de las pruebas realizadas, incluye el análisis fotográfico de la morfología superficial de las aleaciones, el análisis metalográfico con microscopio electrónico de las aleaciones estudiadas, los análisis químicos básicos así como los difractogramas, los resultados obtenidos de las pruebas mecánicas de dureza, impacto y abrasión. También se presenta la discusión de los resultados y las conclusiones de esta investigación.

Finalmente es importante mencionar que este trabajo se realizó dentro del proyecto de investigación denominado "Evaluación Numérico – Experimental de esfuerzos en Elementos Mecánicos de Materiales Metálicos y Óseos", con clave de proyecto CGPI-20011001, en la SEPI-ESIME.

En el Instituto nacional de Investigación Nuclear esta investigación estuvo contemplada dentro del proyecto "Procesos de Soldadura Aplicadas en la Obtención de Uniones Metálicas", en la Gerencia de Ciencia de Materiales con clave SC-003.

# I

## CONSIDERACIONES TEORICAS SOBRE PRECIPITACION Y NUCLEACION DE PARTICULAS



En este capítulo se describen los mecanismos que intervienen en la precipitación y nucleación de partículas, los procesos de crecimiento, así como las transformaciones de fase que se presentan en las aleaciones.

## 1.1 Bases de la precipitación y nucleación de partículas<sup>1</sup>

### 1.1.1 Estabilidad del estado inicial

La mayoría de las transformaciones de fase inician en los centros identificables, un proceso conocido como nucleación; y las regiones transformadas crecen en sus alrededores. Las reacciones son heterogéneas en el sentido de que las regiones de discontinuidad (superficies macroscópicas), se introducen en la interfase durante la transformación, aún cuando las condiciones iniciales y finales son, ambas de una sola fase.

En principio, una serie de fluctuaciones favorables puede llevar a la formación de un núcleo estable en una región de cristal libre de defectos; es decir, nucleación homogénea, pero la mayoría de los núcleos en el estado sólido se forman en los límites de grano, fallas escalonadas, líneas de dislocación, entre otras, donde el trabajo de nucleación es más pequeño.

La nucleación en el sentido clásico, no requiere de núcleos pre-existentes en la interfase, o si pueden formarse tales núcleos en los defectos que existen, sin la activación térmica. Existen núcleos que son inestables, porque son más pequeños que el tamaño crítico (embriones), también pueden volverse supercríticos, si la temperatura se cambia inesperadamente. Esta forma de nucleación en ocasiones, se llama atérmica para distinguirla de la nucleación térmicamente activada.

### 1.1.2 Procesos de crecimiento

Muchas transformaciones de estado sólido, que inician y crecen a partir de los núcleos, son dependientes de los movimientos de átomos térmicamente activados. En reacciones de este tipo, una nueva fase crece a expensas de una fase vieja por la

---

<sup>1</sup> Cahn R. W. Physical Metallurgy.

migración relativamente lenta en el límite de la interfase, la velocidad de éstas varía notablemente con la temperatura. La reacción es isotérmica, las regiones transformadas generalmente no sufren cambios sustanciales en su forma. Los cambios de este tipo, son conocidos como nucleación y transformaciones de crecimiento, y normalmente se distinguen de las transformaciones martensíticas que sólo se encuentran en el estado sólido.

La proporción de crecimiento es, generalmente, determinada por procesos atómicos en la vecindad inmediata de la interfase, y puede ser descrita como interfase controlada. Puesto que los procesos controlados no dependen, proporcionalmente, de la posición de la interfase; una dimensión lineal de una partícula creciente es entonces proporcional al tiempo de crecimiento de esa partícula. En algunas reacciones de estado sólidas (descomposición eutectoide, precipitación discontinua), un producto doble crece dentro de una matriz de fase simple. El padre y producto tienen la misma composición significativa, pero el producto consiste de láminas alternadas que difieren en estructura y composición. Existe, entonces una solución de estado consistente a la ecuación de difusión y, la proporción de crecimiento es lineal. Estas transformaciones son frecuentemente descritas como difusión controlada.

#### **1.1.3 Límites de interfase, relaciones entre redes.**

Las relaciones entre los límites de las redes en el estado sólido, pueden clasificarse como coherente, semicoherente e incoherente. Dos estructuras son coherentes, si ambas se encuentran a lo largo de una interfase planar, que es común a las redes de las dos estructuras. Las filas y planos de puntos de la red son continuos a través de la interfase, pero cambian de dirección al pasar de un cristal a otro. Los límites gemelos-coherentes son de este tipo, pero dos estructuras diferentes con parámetros de red arbitrarios (arreglados por interacciones atómicas) generalmente no tendrán un plano de emparejamiento exacto. Los límites de interfase totalmente coherentes

entre cristales de tamaño apreciable son raros. Aunque, es posible que dos estructuras que casi encajaron puedan ser fatigadas elásticamente en la coherencia, si el área interfacial es suficientemente pequeña.

Si la región de transición entre dos estructuras es estrecha y muy desordenada, el límite es análogo a un límite de grano de ángulo alto y es incoherente. No hay ninguna continuidad de filas y planos de la red a través de la interfase. Los límites en la mayoría de las formaciones de núcleos y transformaciones de crecimiento son incoherentes, cuando los cristales crecientes son bastante grandes para ser visibles en un microscopio óptico.

Un límite semicoherente, puede compararse a un límite de grano de bajo ángulo, las redes son elásticamente esforzadas en la coherencia sobre las regiones locales del límite, pero existe un mal ajuste acumulado que es corregido periódicamente por discontinuidades. Cuando un límite totalmente coherente se cambia de sitio, la región a través de la que él barre sufre una deformación que es especificada por la relación entre las redes. Para un límite semicoherente, el cambio en forma del volumen (macroscópico) barrido por el límite tiene que ser distinguido del cambio de forma de una célula unitaria. Esto fue reconocido primero por Greninger y Troiano [1949], y es fundamental para una comprensión de la cristalografía de reacciones del martensítico.

Durante un proceso de crecimiento, el límite entre dos fases es desplazado convirtiéndose en un volumen macroscópico de una fase a otra. Este movimiento, es conservador si todos los átomos (o los puntos de red equivalentes ) de la región barrida están incorporados en la región del producto, y no-conservador si esta condición no está satisfecha.

Las transformaciones martensíticas son posibles cuando el cristal coherente o los límites semicoherentes pueden existir entre las fases. Algunas otras transformaciones también exhiben rasgos cristalinos que implican la existencia de

tales límites, aunque las características cinéticas pueden ser muy diferentes. Un ejemplo es proporcionado por la formación de bainita en aceros. Durante esta reacción, la austenita, supersaturada con carbono, precipita ferrita y cementita; sin embargo, es bastante probable, que la ferrita en la interfase de la austenita es del tipo martensítico, la energía térmica disponible es insuficiente para mover los átomos férricos independientemente de una estructura a la otra.

## 1.2 Proceso de Nucleación

### 1.2.1 Teoría clásica de nucleación

La teoría de nucleación fue desarrollada principalmente por Volmer y Döring para el vapor → líquido - vapor → transformaciones sólidas, y se aplicó primero a las reacciones de estado sólido por Becker. Se considera la formación de una región pequeña de una nueva fase  $\beta$  en el interior de la fase origen  $\alpha$ , y se asume que las dos fases tienen la misma composición. Cuando ambas fases son sólidas, la formación de una región de  $\beta$  puede dejar a la interfase en una condición auto-esforzada, la energía de tensión resultante que es  $n\Delta g_s$ , donde  $n$  es el número de átomos en el núcleo,  $\Delta g_s$  es el incremento en energía libre. Esta energía, generalmente, será mucho más grande para un núcleo coherente con la matriz que para un núcleo incoherente, y también dependerá de la forma de la región de  $\beta$ . El área de la superficie del núcleo puede escribirse  $\eta n^{2/3}$ , donde  $\eta$  es un factor geométrico debido a la forma. Si las energías libres por átomo en las fases de volumen son  $g^\alpha$  y  $g^\beta$ , el cambio neto de energía libre en formar el núcleo está dado por:

$$G = \eta(g^\beta - g^\alpha) + \eta n^{2/3} \sigma + n\Delta g_s$$

Donde:  $\sigma$  es la superficie eficaz o la energía media libre por unidad de área.

Como se mencionó, esta ecuación implica un modelo físico conveniente pero inexacto. Cuando el núcleo es pequeño, los valores escogidos para  $\eta$ ,  $n$  y  $\sigma$  pueden ser un poco arbitrarios.

## Capítulo I

### Consideraciones teóricas

Los núcleos coherentes, normalmente tendrán valores de energía de superficie pequeños pero energías de tensión grandes, y tenderán a ser o parecer placas. Los núcleos incoherentes, tienen energía de superficie mucho más grande (mal ajuste), pero energía de tensión más pequeña, debido a las tensiones hidrostáticas y de fatiga dilatacional es necesario considerarlas. Estos núcleos también serán placas o con forma de aguja si la energía de tensión restante es grande, o la energía de superficie es anisotrópica, pero puede ser un poliedro de ejes iguales, si una reducción de energía de la superficie total puede obtenerse de ésta manera, como se muestra en la figura 1.1.

El término de energía de superficie, es importante para núcleos suficientemente pequeños, pero disminuirá en importancia cuando estos crecen. Para todas las regiones  $\beta$ , existe una tendencia en los núcleos más pequeños que llegan a ser coherentes con la matriz, y en núcleos más grandes llega a ser incoherente.

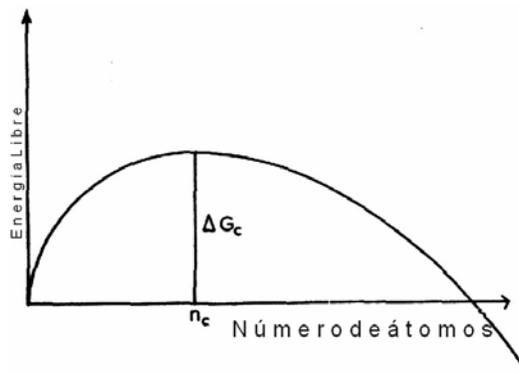


Fig. 1.1 Variación de la energía libre debido al tamaño de núcleo atómico

Un núcleo semicoherente, representa un caso intermedio, donde la energía de tensión alta de una estructura coherente es reducida, insertando una serie conveniente de dislocaciones en la interfase con la energía de superficie libre principalmente, la energía de la serie de la dislocación se incrementa de forma correspondiente. Una interfase semicoherente es probable cuando un núcleo en

forma de placa comprende un tamaño tal que la longitud natural de un vector de la interfase en la fase de  $\beta$  difiere de un vector paralelo en la fase  $\alpha$ , en aproximadamente un espacio interatómico.

La teoría clásica, asume que los núcleos crecen o se reducen por suma o pérdida de átomos individuales, como resultado de una serie favorable de fluctuaciones. En las fases tempranas de transformación, puede establecerse una distribución cuasi-estable de núcleos de varios tamaños; la concentración de núcleos de cualquier tamaño y forma cambian muy lentamente con el tiempo. Una tasa de nucleación de estado estable,  $\dot{N}$ , puede definirse como el número de núcleos estables producido en una unidad de tiempo o unidad de volumen de  $\alpha$  transformado.

Un tratamiento pseudotermodinámico de Volmer para este problema, y una teoría cinética más realista de Becker, Döring y otros, dan como resultado que  $\dot{N}$  es proporcional a la expresión  $(-\Delta G_c / kT)$ . La proporción a la que los núcleos individuales crecen también depende de la frecuencia con la cual los átomos adyacentes al núcleo pueden unirse a este, y puede escribirse  $\nu(-\Delta G_m / kT)$ , donde  $\nu$  es una frecuencia característica, y  $\Delta G_m$  es la energía de activación por la migración atómica.

Si las fases  $\alpha$  y  $\beta$  tienen la misma composición,  $\Delta G_m$  puede identificarse con la energía de activación para el movimiento de un átomo en la región de la interfase. Esto es casi idéntico a la energía de activación para difusión en la red en el caso de núcleos coherentes; pero puede posiblemente ser igual a mucha de la energía utilizada en la difusión, en el límite de grano en el caso de núcleos incoherentes.

Cuando el núcleo tiene una composición diferente de la matriz, el traslado de átomos por el límite es probablemente una proporción menos importante que limita el paso durante el crecimiento del núcleo, que es el establecimiento de la diferencia de la composición. Entonces,  $\Delta G_m$  debe ser la energía libre de activación para la difusión de componentes de lento movimiento.

### **1.2.2 Nucleación Heterogénea**

La nucleación de una fase fluida, es frecuentemente catalizada por impurezas sólidas que reducen la energía libre necesaria para crear un núcleo de tamaño crítico. Esto se llama nucleación heterogénea, y es incluida en el formalismo de la teoría clásica, asumiendo que la energía libre de parte de una superficie existente que se destruye, auxilia para proporcionar la energía de la nucleación. Una extensión formal, similar de la teoría clásica, puede constituirse para nucleación heterogénea en el estado sólido, donde los núcleos se forman preferencialmente en límites de grano o dislocaciones. Puede asumirse que la energía de la superficie de un límite de grano o de una falla escalonada, o la energía de tensión de una línea de la dislocación, reduce la energía de la formación de un núcleo.

### **1.2.3 Nucleación en reacciones de precipitación.**

En reacciones de precipitación, se encuentra frecuentemente que un precipitado metastable  $\beta$ , o una serie de tales precipitados, forman más rápidamente un precipitado en equilibrio. En principio cada fase requiere tener su propia energía libre en la curva de composición que puede usarse para obtener la fuerza de tendencia química para la nucleación de esa fase. El diagrama de equilibrio metastable correspondiente puede construirse, de la manera usual, trayendo la tangente común a las curvas de energía libres de las fases  $\alpha$  y  $\beta$  a una serie de temperaturas (Figura 1.2).

La segregación de átomos del soluto para formar límites de grano se presenta con las dislocaciones, incluso ocurre cuando el volumen de la fase es estable, y se refuerza cuando la fase se vuelve metastable.

El efecto es particularmente pronunciado con solutos intersticiales que actúan recíproca y fuertemente con líneas de dislocación. Por ejemplo, estudios en el

## Capítulo I

### Consideraciones teóricas

microscopio electrónico y estudios cinéticos de la precipitación de carburo de hierro en el rango de temperaturas de 0-170°C indican que parte del exceso del carbono segrega primero en las líneas de la dislocación, y que las fluctuaciones en concentración del carbono a lo largo de las dislocaciones llevan a la nucleación de partículas de carburo discretas.

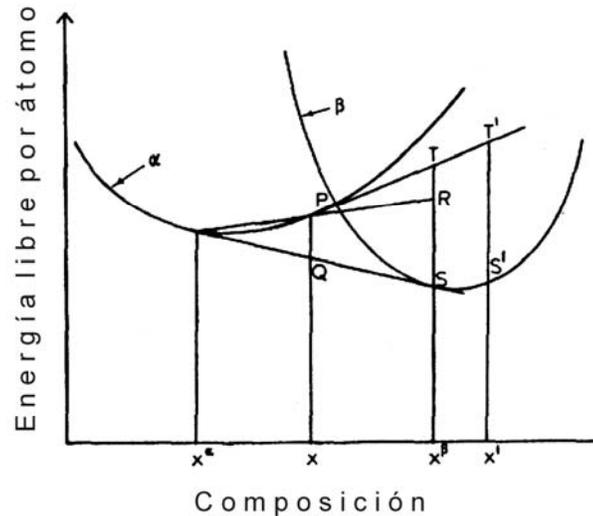


Fig. 1.2. Diagrama esquemático curvas de energía libre contra composición

Estas partículas crecen continuamente, agotando el carbono de la matriz férrica. En general, la morfología de la dendrita se observa en solidificación, pero es raro en reacciones de precipitación de estado sólido. Uno de los efectos que podrían estabilizar la forma es la difusión rápida a lo largo de la interfase (Nichols y Mullins [1965]; Coriell y Parker [1966]).

Una vez que la condición límite de la composición uniforme se ha desechado, es posible considerar un flujo de difusión paralelo a la interfase que tenderá a corroer cualquier proyección de desarrollo por flujo indirecto. Esto, sumado a una modificación de la condición de límite de conservación usada por Ham, puede considerarse como un efecto indirecto de capilaridad que proporciona la fuerza de activación. Es difícil estimar la magnitud de este efecto en la ausencia de información fiable, sobre los rangos relativos de interfase y difusión de la red, pero en casos extremos (a temperaturas relativamente bajas) Nichols y Mullins consideran que el

radio crítico para crecimiento inestable puede aumentarse por aproximadamente dos órdenes de magnitud.

Un factor estabilizador alternativo, primero discutido por Shewmon[1965], es que el crecimiento de la interfase puede ser controlado por los tamaños de partícula mucho más grandes de lo que se esperaba previamente. Considera el crecimiento de una interfase planar, y mostró que una movilidad de la interfase baja tiene un efecto estabilizador fuerte, en contraste con las tensiones de la transformación que tienen un efecto débil y las impurezas que tienden a reforzar alguna inestabilidad inherente.

En un cálculo más reciente, Cahn[1967] mostró esa cinética de la interfase asociada con un continuo crecimiento estabilizado de una partícula de forma dada, hasta que alcance un tamaño del que aproximadamente corresponda a la transición de interfase controlada a crecimiento de difusión controlada. En particular, los restos de cara de un poliedro mandan la composición de la matriz hasta su centro cerca de la composición de equilibrio, después de eso crece rápidamente del centro hacia la periferia.

Un proceso similar al crecimiento de partículas aisladas que forma una matriz supersaturada, es el grueso de una dispersión de pequeñas partículas  $\beta$  en una matriz  $\alpha$ . Las partículas  $\beta$  tienden a proveer un poco de solubilidad en la matriz, y existe una tendencia de las partículas más pequeñas para disolverse y las partículas más grandes para crecer. Esto se debe al efecto de Gibbs-Thomson que requiere que la concentración de soluto en una fase  $\alpha$  adyacente a una partícula pequeña sea más alto al de una región adyacente a partículas grandes. Así, existe un flujo de difusión de soluto de la matriz de partículas pequeñas hacia las partículas grandes y se mantiene por la disolución progresiva de las partículas pequeñas.

El crecimiento de una placa aislada en un límite de grano es similar al crecimiento de una dendrita, y tales placas laterales de Widmanstätten frecuentemente crecen de forma lineal. Shewmon sugiere que este tipo de crecimiento depende de la alta

movilidad de una interfase especial que se propaga paralela a los planos habitualmente observados, pero la mayoría de los otros tratamientos están basados en la asunción de difusión controlada. Una teoría para el crecimiento del borde de una placa sin espesor fue dada por Zener y extendida por Hillert, y es conocido como el modelo de Zener-Hillert.

Un problema de interés particular en cinética de la precipitación es la migración de soluto hacia la línea de dislocación que es causado por la interacción de átomos del soluto individuales con el campo de tensión de las dislocaciones. Pueden imponerse dos tipos distintos de condición del límite al centro de la dislocación. En el primero, el estado de equilibrio del cristal dislocado es una distribución de soluto no uniforme con todos los átomos del soluto restante moviéndose, pero construyendo sobre atmósferas alrededor de las líneas de la dislocación. La segunda posibilidad es que las líneas de dislocación son eficazmente huecos para átomos del soluto que están alejados de la solución. Esta condición del límite corresponde a la nucleación y crecimiento de partículas precipitadas en dislocaciones.

### **1.3 Transformaciones a composición constante**

#### **1.3.1 Cambios Polimórficos**

Los cambios polimórficos de una sola estructura de fase a otra, se encuentra en aproximadamente veinte de los elementos metálicos y, también en muchas fases intermedias y compuestos intermetálicos. Es el más simple de todos los cambios de fase y, no es raro para la reacción proceder por una nucleación y mecanismo de crecimiento a temperaturas cerca de la temperatura de equilibrio, por un mecanismo martensítico a las temperaturas más bajas logradas en enfriamiento rápido. La temperatura del cambio térmico, observada por un análisis de alta velocidad disminuye a un valor límite cuando la proporción de enfriamiento se aumenta. Así, la conservación de una estructura a alta temperatura por enfriamiento rápido es

imposible en la mayoría de los metales puros, excepto en casos como las transformaciones en estaño y manganeso, donde las estructuras de cristal más complejas no permiten una transformación del martensítico. En algunos metales (litio, sodio y cobalto), la temperatura de transformación es tan baja que la reacción es martensítica bajo todas las circunstancias.

#### **1.3.2 Transformaciones masivas**

Algunas soluciones sólidas se transforman muy rápidamente en enfriamiento para dar una nueva estructura de fase única con la misma composición de la fase original. Si una reacción de este tipo exhibe nucleación y características de crecimiento, en lugar de las características del martensítico, es a menudo llamada transformación masiva, nombre usado primeramente por Greninger para las aleaciones de cobre-aluminio.

La terminología original de la morfología del producto a menudo consiste en masas grandes irregulares o granos con límites de grano rectos aunque los granos no tienen ninguna forma particular. Sin embargo, la definición morfológica, ha llevado a cierta confusión, ya que algunos productos del martensítico, por ejemplo, aleaciones de hierro-níquel de bajo níquel, consisten en haces de placas paralelas o listones, y las placas individuales no son a menudo fácilmente distinguidas en microestructuras.

Massalski[1958] encontró que los cristales crecientes crean núcleos en los límites de grano, y frecuentemente cruzan los límites de grano anteriores de la fase de alta temperatura. El mecanismo de crecimiento debe activarse térmicamente, y los límites deben ser incoherentes; dado que no hay rango de difusión grande, el crecimiento probablemente es de interfase controlada. Un estudio más reciente (Kittl y Massalski [1967]) muestra que la transformación puede ocurrir al calentar y enfriar, los límites flexibles se mueven con velocidades inconstantes y tienen la habilidad de cruzar límites de grano anteriores. Así, el modo de crecimiento puede compararse a la

recristalización o crecimiento de grano, y la velocidad de crecimiento es en orden de magnitud más alto, que el de una reacción que involucra un rango de difusión grande.

El crecimiento es influenciado por obstáculos de dos tipos: preexistencia de precipitados, partículas impuras e imperfecciones que causan que el movimiento del límite cambie de dirección y que el deslizamiento inicie en la fase de origen, delante del límite debido al cambio de volumen en la transformación. Esta deformación plástica en ocasiones detiene los límites, y puede causar que algunos límites se vuelvan planares. También es parcialmente responsable de un crecimiento del tipo escalonado que fue observado. Kittl y Massalski concluyeron que este crecimiento de la nueva fase puede ocurrir para ambos, con y sin una relación de orientación con el origen, teniendo lugar durante la transformación.

#### 1.4 Precipitación de soluciones sólidas supersaturadas

La reacción de precipitación supersaturada  $\alpha \rightarrow \alpha+\beta$  es producida por enfriado brusco del espécimen a una temperatura alta donde su estructura de equilibrio es una solución sólida a una temperatura baja y la solución sólida es sólo metastable.

La mejora en propiedades mecánicas ocurren cuando la aleación se sostiene a una temperatura relativamente baja (envejecimiento-endurecimiento), normalmente precede cualquier cambio microestructural visible y, cuando la precipitación es evidente con un microscopio óptico, la aleación se encuentra a menudo blanda. Los resultados de investigaciones muestran que es conveniente distinguir tres modos de precipitación : los procesos de temperatura continuos, discontinuos y de baja temperatura. Por definición, permite la concentración de átomos de soluto en una fase metastable  $\alpha(c^m)$  que es menor que en el precipitado ( $c^\beta$ ) y mayor que la fase  $\alpha$  en equilibrio ( $c^\alpha$ ). Durante la precipitación continua, la reacción se presenta simultáneamente en todas las partes de la interfase, aunque su proporción puede

variar notablemente de una región a otra. Los cristales aislados de  $\beta$  forman núcleos y crecen hasta agotar todo el exceso del soluto en la matriz circundante. Los cristales de la solución sólida original retienen su identidad( forma externa y orientación) a lo largo de la transformación.

La precipitación discontinua, en contraste, implica la división de la interfase en volúmenes que se han transformado completamente dentro del equilibrio  $\alpha+\beta$  y volúmenes de  $\alpha$  supersaturado no transformado. Las regiones transformadas son llamadas "células." Durante la precipitación discontinua, la concentración de soluto en  $\alpha$  cambia abruptamente en una región estrecha cerca del límite de una célula creciente. La cinética de precipitación continua depende de la proporción de crecimiento de cristales  $\beta$  individuales, generalmente llevan crecimiento parabólico, aunque aquellos de precipitación discontinua dependen en conjunto de la proporción de crecimiento de la célula y tienen crecimiento lineal.

La precipitación continua se clasifica como "general" y "localizada." La distribución de precipitado es uniforme en la precipitación general y corresponde al volumen de nucleación al azar o a una nucleación al azar en sitios preferentemente distribuidos. En la precipitación localizada, hay una marcada preferencia para regiones particulares, como límites de grano o líneas de deslizamiento. La precipitación discontinua siempre es localizada, y normalmente se distribuye en los límites de grano. Aunque también se ha observado en cristales solos.

En general, la precipitación continua se observa en solución sólida o de baja supersaturación o con grandes energías de desajuste entre las fases, y la precipitación discontinua en condiciones inversas. El evento de nucleación es más difícil para la precipitación discontinua, pero es probable que la proporción de crecimiento sea mucho mayor debido al constante y relativamente corto camino de difusión, y la posibilidad de la difusión rápida a lo largo del límite de la célula. Las condiciones que favorecen la precipitación continua son aquellas de nucleación

difícil, y es probable que la precipitación discontinua domine si las células pueden formar núcleos.

#### 1.4.1 Precipitación continua

Una consecuencia de las fuerzas a las que la precipitación continua se ha observado es que la nucleación homogénea no puede tocar ninguna parte en la transformación. Por ejemplo, se ha estimado que los núcleos de silicio formarían una solución sólida homogénea supersaturada de aluminio-silicio cuando  $c^m/c^\alpha \cong 10^3$ , considerando que la precipitación se ha observado  $c^m/c^\alpha \cong 5$ , esto es un apoyo experimental sustentado por la conclusión que los núcleos forman preferentemente planos de deslizamiento y sublímites, y la tasa de transformación es reforzada considerablemente a través del trabajo en frío. También existe abundante evidencia de microscopía óptica y electrónica que muestra que precipitan en forma individual en líneas de dislocación. Las dislocaciones fueron primero observadas en cristales transparentes de una emulsión fotográfica, que la plata precipita a lo largo de las líneas de dislocación.

La tasa de crecimiento de una partícula aislada  $\beta$  está limitada por el coeficiente de difusión de la red. La comprobación aproximada de esta consideración es posible examinando la proporción de crecimiento de partículas individuales por medio de microscopía óptica y electrónica, por orden de magnitud la ecuación puede escribirse :  $p \cong (Dt)^{1/2}$ . Los valores de D, estimados de esta relación para varias soluciones sólidas de aluminio concuerdan con los coeficientes de difusión experimentalmente determinados, aun dentro de errores experimentales bastante grandes. Investigaciones más detalladas del mecanismo de la cinética de transformación en sistemas de aleación incluyen la precipitación de cobre desde germanio y plata, de hierro y nitrógeno desde hierro  $\alpha$  y de silicio desde aluminio.

#### 1.4.2 Precipitación discontinua

Esta forma de precipitación requiere la formación y crecimiento de células dobles de las fases del producto. Frecuentemente la célula tiene la forma de láminas en la fase  $\beta$  dispersada en la re-orientada fase  $\alpha$  y cuando una célula crece las placas  $\beta$  forman ramificaciones, o se inician nuevas para mantener un espacio ínter laminar constante. La dificultad de este proceso podría limitar la proporción de crecimiento, pero la evidencia experimental disponible no apoya este punto de vista. La precipitación discontinua casi siempre inicia en un límite de grano incoherente, y una teoría creíble para el origen de núcleos de la célula fue dada por Smith [1953].

Una partícula embrión  $\beta$  en un grano 1 en un límite, tendrá probablemente una orientación para minimizar la energía interfacial, y no puede crecer rápidamente en el grano 1 debido a la ausencia de circuitos cortos de difusión. Sin embargo, hay un límite incoherente, entre el  $\alpha$  supersaturado de un grano 2 y la región  $\alpha + \beta$  en un grano 1. La célula embrión puede crecer en un grano 2, y hace que  $\beta$  genere ramificaciones para conservar el espacio constante. Según lo anterior el crecimiento de una célula es bastante análogo a la invasión de un grano a su vecino durante su crecimiento. La orientación de  $\alpha$  en la célula no debe relacionarse de forma alguna con el grano en el que la célula está creciendo, pero debe ser casi idéntico con el  $\alpha$  en el grano 1 en el otro lado del límite de la célula original. Hay evidencia experimental que corrobora esta descripción.

#### 1.5 Transformación Eutectoide

Las aleaciones, que normalmente tienen composición eutectoide, forman agregados laminares durante el tratamiento isotérmico a temperaturas por debajo del eutectoide. En temperaturas altas, la proporción de formación de núcleos es lenta y la tasa de crecimiento relativamente grande. Entonces, las fases del producto crecen desde un número pequeño de centros en forma aproximadamente esférica “nódulos”, y cada

uno contiene muchas “colonias o células” de placas paralelas. La proporción de crecimiento es independiente del tamaño de grano, para que este grupo de nódulos parezca atravesar los límites de grano sin dificultad, aunque esto involucra nucleación de nuevas células probablemente. Dentro de una célula, los planos son, aproximadamente paralelos y tienen una orientación común; en el caso de la perlita, Hillert ha mostrado que esto se debe directamente a ramificaciones de los planos. Los nódulos continúan creciendo y extendiéndose hasta que se encuentren otros nódulos, y cada nódulo puede crecer hasta que sea mucho más grande que el tamaño de grano original  $\gamma$ .

A temperaturas bajas, la formación de núcleos es más fácil y el crecimiento más lento hasta completar a fondo los límites de grano por producción de células, antes que éstas penetren dentro de los granos. La transformación siguiente está dada por el crecimiento principalmente de las células hacia adentro. Esta morfología es mucho más similar a la encontrada en precipitación discontinua, y en términos de la cinética de nucleación, significa que ya ocurrió la saturación del sitio. Las aleaciones con composiciones de soluto-pobre y soluto-rico del lado del punto del eutectoide son llamadas hypo e hypereutectoide, respectivamente.

La primera reacción en enfriamiento de la aleación será la precipitación de una fase proeutectoide (llamada  $\alpha$ ). Si la aleación se enfría a una temperatura más baja y sufre una transformación, menor a la fase proeutectoide antes de la llamada reacción eutectoide, y a una temperatura suficientemente baja esta no es precipitación proeutectoide. Esta temperatura puede corresponder aproximadamente a un grado de superenfriamiento tal que el límite  $\gamma/\beta + \gamma$  extrapolado bajo la temperatura del eutectoide alcanza la composición de la aleación, para que la fase  $\gamma$  superenfriada sea supersaturada con respecto a ambas fases, y no sólo a una fase  $\alpha$ .

### 1.6 Transformaciones Martensíticas

El producto duro, formado en muchos aceros enfriados rápidamente se llama martensita, y la reacción que lo produce es una transformación de estado sólido. Se encuentran transformaciones martensíticas en metales puros y en aleaciones. El límite entre la fase de origen y una región de producto es planar cuando atraviesa un cristal simple, pero las regiones que incluye la martensita son normalmente de forma lenticular. Esta forma es atribuible a la contracción de la matriz circundante en la que la transformación tiene que ser acomodada. En ocasiones, se obtienen interfases planares en especímenes policristalinos si las deformaciones de la forma de planos vecinos se cancelan entre sí.

La transformación más simple de martensita es la transición de una fase fcc de alta temperatura a una fase hcp de baja temperatura que se encuentra en cobalto puro y en las aleaciones ricas en cobalto. Las dos estructuras pueden ser obtenidas por apilamiento de redes planares hexagonales de átomos en sucesiones apropiadas, para que las redes tengan un plano “empaquetado” en común. Este plano es de estructura cúbica (1 1 1), y el (0 0 1) plano de estructura hexagonal, y es el plano habitualmente observado de la transformación. Las determinaciones experimentales de las relaciones de la orientación confirman que las dos estructuras son totalmente coherentes por esta interfase.

El producto más familiar de martensita en aceros consiste de placas irregulares que tienen aproximadamente forma de lentes en tres dimensiones, y normalmente se describen como acicular o lenticular. Esta morfología también se encuentra en muchos martensíticos no-ferrosos, incluso el talio, el indio, el manganeso-cobre, aleaciones de titanio y ciertas aleaciones de uranio y es principalmente atribuible a las contracciones impuestas en el crecimiento de un plano por la matriz circundante.

Las estructuras formadas en aleaciones hierro-níquel, de bajo níquel y en algunas otras aleaciones ferrosas, en ocasiones han sido determinadas como "martensita

## Capítulo I

### Consideraciones teóricas

---

masiva", pero también parece ser que forman "martensita auto acomodada". Una complicación extensa, en algunas aleaciones del hierro-níquel es la presencia de forma separada de transformación en la superficie libre de un espécimen.

Esto ocurre isotérmicamente en aleaciones hierro-níquel(30%) a temperatura de laboratorio y se asume generalmente, que es una forma de reacción de martensita. La superficie martensítica forma un tipo de agujas, que crecen en los planos (1 1 2), y tiende a ramificar de una manera sistemática (Klostermann y Burgers[1964]; Klostermann [1968]) .

La nucleación es un proceso de crecimiento de partículas que depende de la temperatura y puede presentarse en los límites de grano, fallas escalonadas y líneas de dislocación entre otras. La precipitación de partículas se presenta generalmente por enfriado brusco del espécimen, esto conduce a una mejora de las propiedades mecánicas, puede ser continua o discontinua y, estar ligada a transformaciones eutectoides o martensíticas.

A continuación en el capítulo II analizamos la metalurgia de las aleaciones de base níquel.

# METALURGIA DE LAS ALEACIONES DE BASE NIQUEL



En este capítulo se analiza la metalurgia de las aleaciones de base níquel, su composición química, la microestructura que las conforman, las fases que se presentan, las transformaciones que sufren estas aleaciones, los tipos de carburos que se forman y el efecto que tiene el tamaño de grano en las propiedades finales de la aleación.

## 2.1 Metalurgia de las aleaciones de base níquel<sup>2</sup>

El uso de las aleaciones de base níquel se extiende a la temperatura más alta, que cualquier sistema común de aleación, actualmente comprenden arriba del 50% del peso de motores de aeronaves avanzadas. Su metalurgia física es la más compleja, sutil y sofisticada.

Entre 1940 y 1965, las propiedades de mayor atención eran la resistencia a altas temperaturas, resistencia a la fractura y resistencia a la oxidación, en cuchillas de motor de aeronaves. Pero, en turbinas de gas se requiere resistencia a la fractura, alto grado de estabilidad estructural, y buena resistencia a la corrosión en caliente. Actualmente, las propiedades requeridas son resistencia a la fatiga, resistencia térmica a la fatiga, baja expansión térmica y baja densidad.

### 2.1.1 Composición química

La composición de muchos tipos de aleaciones base níquel se muestran en el apéndice IA. De 12 a 13 elementos constituyen las aleaciones entre ellos está el hierro, el manganeso, silicio, fósforo, azufre, oxígeno y nitrógeno. Sin embargo, la mayoría de las aleaciones de níquel contienen de 10 a 20% de cromo, sobre 8% de aluminio y titanio y pequeñas cantidades de boro, circonio y carbono, las adiciones opcionales son, cobalto, molibdeno, niobio, tungsteno y tantalio. La Figura 2.1 ilustra un sistema periódico básico de los elementos de aleación que tienden a agruparse.

La primera clase consiste de elementos, que forman la matriz austenítica fcc, en los grupos V, VI y VII, e incluyen níquel, cobalto, hierro, cromo, molibdeno, tungsteno y vanadio. La segunda clase precipitan en la fase gama prima de  $Ni_3Al$ ; están desde el grupo III, IV y V, e incluyen aluminio, titanio, niobio y tantalio, los cuáles pueden sustituir al aluminio en  $Ni_3Al$ . El magnesio, boro, carbono y circonio constituyen una

---

<sup>2</sup> Chester T. Simps. The Superalloys.

## Capítulo II

### Metalurgia de aleaciones de base Níquel

tercera clase de elementos que precipitan en los límites de grano; están ubicados en los grupos II, III y IV, y son muy dispares en el tamaño del diámetro atómico.

En la Figura 2.1, además de las tres clasificaciones, están dos subclasificaciones, una incluye los formadores de carburos: Cromo, molibdeno, tungsteno, vanadio, niobio, tantalio y titanio; la segunda subclasificación comprende los formadores de óxidos: cromo y aluminio, que desarrollan difusión adherente de óxidos resistentes para proteger las aleaciones del medio ambiente.

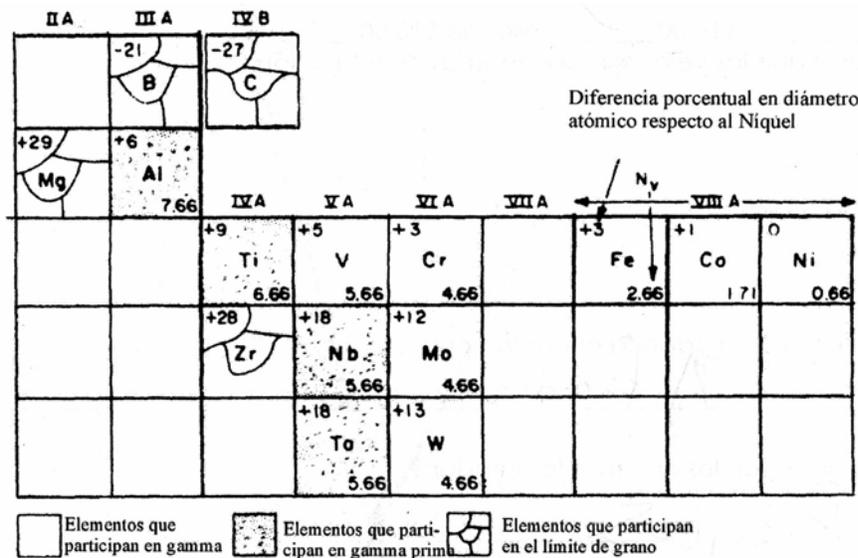


Fig.2.1 Elementos importantes en la constitución de aleaciones de base níquel

### 2.1.2 Estructura y microestructura

La principal fase presente, en las estructuras es austenita fcc, (matriz  $\gamma$  de las aleaciones), gama prima ( $\gamma'$  la mayor fase precipitada, que también aparece como un revestimiento englobando los límites de grano en algunas aleaciones) y carburos, que son las principales segundas fases. Existen varios tipos de carburos, los tipos  $M_{23}C_6$  precipitan a lo largo del límite de grano, los tipo MC, se presentan usualmente como largos bloques de partículas esféricas.

Algunas aleaciones han presentado estructuras “problema”; con baja capacidad de resistencia a la ruptura, debido a la formación de fase en capas, y baja ductilidad. Una variedad de fases tipo placa comúnmente encontradas son: sigma ( $\sigma$ ), mu ( $\mu$ ) o fase de laves.

En resumen, las características de las estructuras de las aleaciones de níquel son:

1. Aleación de matriz gamma ( $\gamma$ ), la matriz continua es una fase austenítica de base níquel fcc, que comúnmente contiene un alto porcentaje de elementos en solución sólida tal como cobalto, cromo, molibdeno y tungsteno.
2. Gamma prima ( $\gamma'$ ), el aluminio y titanio se agregan en cantidades mutuas para precipitar fracciones altas de volumen de gama prima fcc y precipitados invariables coherentes con la austenita.
3. Carburos, el carbono se agrega a niveles mayores de 0.05-0.2%, y frecuentemente causa la reacción con elementos reactivos y refractarios presentes para formar carburos primarios MC. Durante el tratamiento térmico y en servicio, éstos se descomponen y generan carburos inferiores tales como:  $M_{23}C_6$  y  $M_6C$ , que se encuentran en los límites de grano.
4. Límites de grano gama prima. Para muchas aleaciones se han desarrollado tratamientos térmicos que generan una película de gama prima, a lo largo de los límites de grano, para perfeccionar las propiedades a la ruptura.
5. Fases tipo TCP. Bajo ciertas condiciones las fases en capas tales como  $\sigma$ ,  $\mu$  y laves, proveen una baja resistencia a la ruptura y ductilidad.

## 2.2 Constitución, estructura y reacción de fases:

En primer lugar todas las superaleaciones expuestas a altas temperaturas son estructuras químicamente dinámicas no estables, por lo tanto las fases presentes están constantemente reaccionando e interactuando. Las reacciones de estado sólido muy complejas, a alta temperatura impiden definir ecuaciones químicas de estado con energías apropiadas de activación para categorizar los sistemas.

### 2.2.1 La matriz austenítica ( $\gamma$ )

Aunque, el níquel no está dotado con alta elasticidad y baja difusividad (2 de los factores que promueven la ruptura y baja resistencia a la fatiga), la matriz austenítica es preferida para temperaturas severas y trabajo al aire, es notable que estas aleaciones son utilizadas a  $0.8 T_M$  (punto de fusión), y por arriba de 100,000 horas a temperaturas inferiores. Las razones básicas para esta resistencia son:

1. La alta tolerancia del níquel para alearse sin la estabilidad de fase.
2. La tendencia, con adiciones de cromo para formar carburos del tipo  $Cr_2O_3$ , una capa protectora rica que tiene un bajo contenido de cationes vacantes, lo cual provoca una restricción de la tasa de difusión de elementos metálicos hacia afuera y de oxígeno, nitrógeno, azufre y otros elementos atmosféricos agresivos hacia adentro.
3. La tendencia a formar, a altas temperaturas  $Al_2O_3$ , capas ricas con gran resistencia a la oxidación.

**2.2.2 Relaciones de fase**

La austenita consiste principalmente de níquel, cobalto, cromo y metales refractarios, tales como molibdeno o tungsteno. La austenita es considerada como una fase común, en el grupo de diagramas de fase cuaternarios extendidos hacia afuera de la línea binaria Ni-Co, ver la Figura 2.2. Se observan similitudes obvias en los diagramas cuaternarios, particularmente con respecto a la banda de compuestos que separan el espacio cuaternario de austenita fcc, desde el espacio cuaternario del bcc (línea Cr-Mo), que contiene las fases duras tcp, que deben ser constitucionalmente evitados.

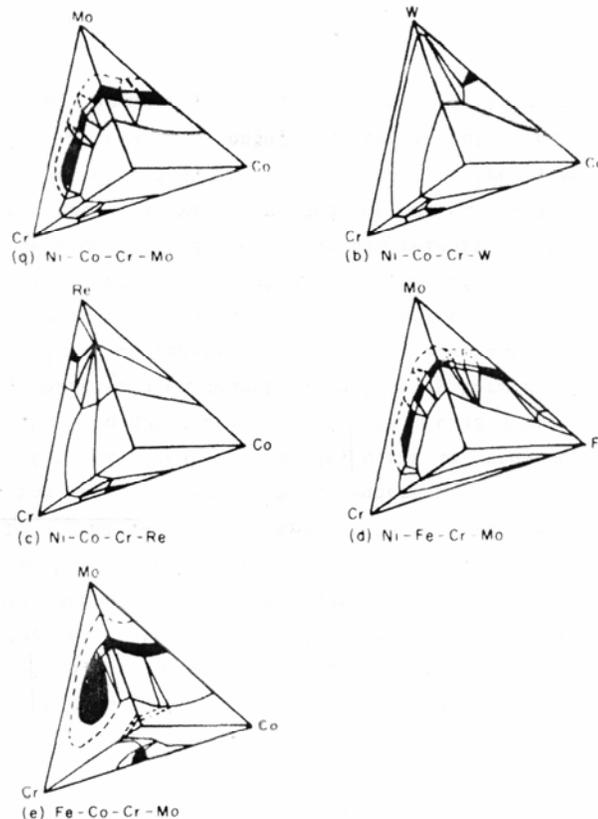


Fig. 2.2 Diagramas de fase cuaternarios aproximados para matrices de aleación a alta temperatura, a aproximadamente 1200°C.

El estudio de los diagramas de fase polares proporciona un conocimiento adicional dentro de las relaciones generales de fase.

En los diagramas polares, el efecto de un electrón de vacancia es evidente ( $N_V$ ). Las líneas de relación constante electrón – átomo ( $e/a$ ) muestra una espiral hacia afuera en una etapa en sentido contrario al de las manecillas del reloj.

La relación cercana entre  $e/a$ , proporciones y compuestos intermetálicos formados llega a ser obvia, desde  $\sigma$ ,  $\mu$  y laves, así como también la importancia de la austenita en el campo del grano, tiene una tendencia a seguir un lugar geométrico relativamente constante  $e/a$ . La matriz de aleación del hierro, níquel o superaleaciones de cobalto surge desde el campo austenítico fcc.

### 2.2.3 Resistencia de soluciones sólidas

En el análisis de fase de superaleaciones complejas, los elementos en solución sólida en gama son usualmente cobalto, hierro, cromo, molibdeno, tungsteno, vanadio, titanio y aluminio, ver la Figura 2.1, estos elementos difieren desde el níquel por 1-13% en diámetro atómico y 1-7% en  $N_V$ . La dureza puede estar relacionada con el sobretamaño del diámetro atómico como medida para la expansión de la malla. Adicionalmente, un efecto superimpuesto puede ser atribuido a la posición en la tabla periódica o  $N_V$ . Una parte pequeña de este efecto extra, resulta por una baja energía interrumpida escalonadamente de los elementos de aleación que harían el cruce más difícil en gama.

Generalmente, el aluminio es un refuerzo de precipitación, en trazas como una potente solución sólida de refuerzo. El tungsteno, el molibdeno y el cromo también contribuyen fuertemente, considerando al hierro, titanio y vanadio como un refuerzo débil de una solución sólida. Estos efectos persisten a altas temperaturas: pero sobre  $0.6T_M$ , el rango de fractura a alta temperatura y la resistencia de gama depende de la difusión.

La baja difusión del molibdeno y tungsteno es esperada por ser los más potentes endurecedores. Un efecto benéfico adicional de la difusión se observa con Ni-22% Cr-2.8% Ti-3.1%, la presencia de molibdeno y tungsteno disminuyen la difusividad del titanio y cromo a 900°C.

#### 2.2.4 Fases gama prima ( $\gamma'$ )

La precipitación de compuestos de fcc  $A_3B$  ( $\gamma'$ ), en superaleaciones austeníticas, es un fenómeno de lo más afortunado, su utilidad se ha limitado a matrices de alto níquel. El átomo de níquel es incomprensible en su estado electrónico 3d, así, una matriz de alto níquel favorece la precipitación de gama prima, que requiere poco cambio de tamaño. Fases más complejas requieren evitar el cambio en el tamaño atómico.

Las matrices con características de un alto hoyo electrónico ( $N_V$ ), como el hierro, favorece estas fases indeseables posteriores. También, la compatibilidad de la estructura cristalina gama prima fcc, y una red constante (aproximadamente 0.1% desigual), con gama, permite una nucleación homogénea de un precipitado con baja energía superficial y un extraordinario tiempo de estabilidad. La coherencia entre gama prima y gama se mantiene por la distorsión tetragonal en los compuestos.

Los compuestos gama prima tipo  $A_3B$ , utilizan elementos electronegativos, tales como níquel, cobalto o hierro, como componentes de "A" y elementos más electropositivos tales como aluminio, titanio o niobio componen el "B". Generalmente en una aleación base níquel, gama prima es  $(Ni,Co)_3 (Al, Ti)$  con el níquel y el aluminio dominando, aunque es común frecuentemente agregar mucho titanio.

Gama prima es una fase intermetálica única, debido a la interacción de dislocaciones, esto contribuye a la resistencia de granos antifase (APB) a la aleación gama – gama prima y notablemente la resistencia de gama prima se incrementa con

el incremento de la temperatura. Además, la ductilidad inherente de gama prima, ayuda a prevenir agrietamientos severos, la resistencia desigual es desarrollada por fases de alta dureza ( carburos). En contraste al agrietamiento severo creado por fases sigma y Laves.

### 2.2.5 Microestructura

Gamma prima ( $\gamma'$ ) fue observada primeramente como un precipitado esférico, y de cubos, más tarde, Hegel y Beattie observaron que gama prima precipita como esferas de 0-0.2% en red desigual, estos cubos difieren alrededor de 0.5%-1.0% y llegan a formar capas desiguales arriba de 1.25%. Varias estructuras típicas gama prima se encontraron en superaleaciones de níquel tales como AF-1753, IN-100.

### 2.2.6 Relaciones de composición

La sección esquemática ternaria isotérmica con níquel y aluminio indica la sustitución de elementos y la partición en gama prima. El cobalto con este campo de fase horizontal es sustituto del níquel. El titanio, niobio, vanadio y probablemente el tantalio son sustitutos para posiciones de aluminio en el orden estructural como se demuestra por una fase diagonal que corre desde  $Ni_3Al$  a  $Ni_3X$ . El molibdeno cromo y hierro pueden sustituir a ambos (níquel y aluminio), desde posiciones en campos de fase que son intermedios entre los dos extremos.

Mucho de esto ha sido confirmado por el trabajo en aleaciones comerciales, por ejemplo; el cromo fue identificado por Deker y Brewer, ya que estaba presente en la fase gama prima de la aleación Inconel 713C, su tamaño atómico permite la sustitución en el lado de  $A_3B$ , comúnmente asumido para el níquel.

De cuatro elementos metálicos refractarios ( molibdeno, tungsteno, niobio y tantalio), se cree que únicamente el niobio entra en gama prima extensivamente. De hecho en ciertas superaleaciones, como el Inconel 718, altas adiciones de niobio favorecen la precipitación de  $Ni_3Nb$ . En gama prima el niobio se combina con aluminio y titanio para aumentar el volumen del precipitado  $Ni_3X$  y muy posiblemente aumentar la temperatura de solución de gama prima para aumentar la resistencia a altas temperaturas, por lo tanto, el niobio es un elemento crítico menor.

En un análisis primario de gama prima se muestra una pequeña tendencia del molibdeno y tungsteno para entrar en la red, se cree que estos elementos participan solamente, en reacciones de carburo y para aumentar la resistencia de la solución sólida. Lumis, encontró molibdeno disuelto extensivamente en gama prima, en aleaciones libres de titanio y un alcance menor en aleaciones de gama prima con una alta relación de Ti-Al. El molibdeno aumenta el parámetro de red, la temperatura de solvus y la fracción de peso de gama prima en proporción al contenido de molibdeno de gama prima. Esta evidencia existe para tungsteno y molibdeno, cuando entran en gama prima; sin embargo no pueden, concentrarse altamente en gama prima, particularmente después de un largo servicio, pero están presentes, en una composición mediana.

Las soluciones de átomos en metales refractarios gama prima, probablemente ejercen un efecto en la dureza de gama o la energía de gama prima APB, son un factor importante en el aumento de resistencia. La sustitución de elementos vecinos del níquel disminuyen la solubilidad de  $A_3B$ . De hecho, el cromo, hierro y cobalto pueden agregarse para incrementar el volumen porcentual de gama prima, así como un determinado nivel de aluminio y titanio. El uso de cobalto en superaleaciones forjadas facilita el trabajo en caliente y, un alto contenido de aluminio y titanio, aumentan relativamente la solubilidad para gama prima por arriba de  $1000^{\circ}C$ .

### 2.2.7 Estabilidad de dispersión gama prima ( $\gamma'$ )

En la exposición térmica por arriba de  $0.6T_M$ , la gama prima incrementa su tamaño (madura), a un valor importante, facilitando la dislocación por paso. Fleetwood encontró que el valor de madurez de gama prima en aleaciones níquel-cromo-titanio-aluminio, disminuye cuando el cromo se incrementa de 10 a 37%; aumentando la resistencia coherente por una alta relación de titanio-aluminio. El incremento de tamaño de gama prima es retardado significativamente por el cobalto, molibdeno o la combinación de molibdeno y tungsteno. Aumentando el niobio de 2 a 5%, se reduce notablemente el valor de la tasa de madurez, a pesar del aumento concurrente en tensiones coherentes.

La resistencia a la fatiga tiene poco efecto sobre la madurez cuando gama prima es menor a 33% en volumen. Obviamente la tensión en gama prima con 50% en volumen tiene una madurez acelerada. Los estudios de recalentamiento cíclico de superaleaciones, mostraron que la gama prima fina dispersa se restaura automáticamente a la temperatura normal de servicio, sin embargo, la pérdida de la resistencia a la fatiga durante la madurez de gama prima va a depender mucho del volumen porcentual de gama prima. La aleación M-252, de bajo volumen porcentual gama prima se debilita más rápido que el Inconel 700, de alto porcentaje de gama prima. Así las opciones disponibles de diseño para retrasar la madurez serían un aumento de volumen porcentual gama prima y agregar muchas partículas de difusión lenta de niobio y tantalio a la fase gama prima.

### 2.2.8 Transformaciones de gama prima ( $\gamma'$ ) a $Ni_3Nb$

La fase gama prima puede transformarse a otro compuesto  $Ni_3X$ , cuando el titanio, niobio o tantalio son suficientemente ricos. Pearson y Home-Rothery encontraron estabilidad para compuestos de  $Ni_3X$ , a un factor pequeño. Ranking encontró el orden de incremento de estabilidad  $Ni_3Al$ ,  $Ni_3Ti$ ,  $Ni_3Nb$  (o Ta). Aunque los diagramas de equilibrio predicen otro juicio, casi todo el aluminio en  $Ni_3Al$ , puede ser

reemplazado por titanio, niobio, o tantalio, dejando la posibilidad de gama prima cuasiestable, que es muy importante comercialmente.

### 2.2.9 Carburos

El papel de los carburos en superaleaciones es complejo y dinámico. Primero, los carburos parecen preferir los límites de grano como sitios localizados en aleaciones de níquel. Mientras en superaleaciones de cobalto, hierro y otras matrices de aleación con alto  $N_V$ , los sitios intergranulares parecen ser muy comunes. Pero, los investigadores notaron efectos perniciosos sobre la ductilidad de ciertas morfologías de carburo en los límites de grano y disminuyeron el carbono a muy bajos niveles.

### 2.2.10 Clases de carburo y morfologías típicas

Las clases comunes de carburos son MC,  $M_{23}C_6$  y  $M_6C$ . El carburo MC comúnmente forma un grano grueso cúbico aleatorio o morfología script (manuscrita). El carburo  $M_{23}C_6$  muestra una marcada tendencia hacia los límites de grano, como partículas irregulares de bloque discontinuo, aunque se han observado, placas y formas geométricas.

El carburo  $M_6C$  puede precipitar en forma de bloque en los límites de grano y muy raramente en morfología intergranular Widmanstätten. El  $Cr_7C_3$ , también, toma la forma de bloque intergranular. Aun, cuando los datos son insuficientes para precisar la correlación, los límites de grano continuos  $M_{23}C$  y Widmanstätten  $M_6C$ , se deben evitar para mejorar la ductilidad y la resistencia a la fractura.

Se cree, que los carburos MC se forman en las superaleaciones luego del enfriamiento, como partículas discretas distribuidas heterogéneamente a lo largo de la aleación en ambas posiciones intergranular y transgranular, frecuentemente

interdendríticas; con poca o ninguna orientación con la matriz de la aleación. Los carburos MC son la fuente de carbón de la aleación utilizado cuando existe interacción química.

Estos carburos primarios son fcc, densos con estructuras empaquetadas estrechamente, muy fuertes y son considerados los compuestos más estables en la naturaleza. Se forman con una simple combinación de carbono con metales reactivos y refractarios, que poseen la fórmula clásica TiC o TaC. El orden preferido de formación de carburos es TaC, NbC, TiC y VC en orden de estabilidad decreciente. Obviamente los átomos M pueden sustituir a uno u otro, como en (Ti, Nb)C. Sin embargo, los elementos menos reactivos, principalmente molibdeno y tungsteno, también pueden sustituir en estos carburos.

El cambio en el orden de estabilidad se debe a las reacciones de sustitución de tungsteno o molibdeno, que puede ocurrir más adelante y conduciendo a la formación de carburos tipo  $M_{23}C_6$ , compuestos más estables en las aleaciones en tratamientos de solución o servicio. Sin embargo, esto ocurre arriba de  $815^{\circ}C$ , el molibdeno y el tungsteno estabilizan MC a  $815^{\circ}C$ , pero son mucho menos efectivos a  $980^{\circ}C$ .

Las adiciones de niobio y tantalio tienden a contrarrestar este efecto. Las aleaciones modernas con alto contenido de niobio y tantalio, contienen carburos MC que no se rompen fácilmente durante el tratamiento de solución, por ejemplo:  $1200-1260^{\circ}C$ .

Los carburos  $Cr_7C_3$  se han encontrado como partículas en un bloque irregular en aleaciones simples con bajos contenidos de cromo y elementos reactivos y refractarios. Por lo general, no son estables en superaleaciones más complejas. Cuando forman un carburo  $M_7C_3$ , este carburo generalmente se transforma con envejecimiento a  $M_{23}C_6$ .

Los carburos  $M_{23}C_6$ , son profusos de moderado a alto contenido de cromo. Se forman durante un tratamiento térmico a baja temperatura (760-980<sup>0</sup>C); tanto de la degeneración de carburos MC como carbono soluble residual en la matriz de aleación. Aunque ocurre de forma ocasional en los límites de grano, provoca fallas y cierra líneas (estructura de cierre). Se encontró que el  $M_{23}C_6$ , precipita intergranularmente como placas paralelas a los planos de la austenita (1 1 0) y es inicialmente coherente.

Los carburos  $M_{23}C_6$  tienen una estructura cúbica compleja, que al quitar los átomos de carbono se aproximan a la estructura TCP fase  $\sigma$ , de hecho la coherencia entre  $M_{23}C_6$  y  $\sigma$  es alta, se ha visto nuclear las capas de  $\sigma$  en partículas  $M_{23}C_6$ .

En presencia del molibdeno o tungsteno, la composición aproximadamente es  $Cr_{21}(Mo, W)_2C_6$ . Sin embargo, se ha mostrado que el níquel es un sustituto considerable para el carburo y también, es probable que pequeñas porciones de cobalto o hierro sustituyan al cromo.

Los carburos  $M_{23}C_6$  tienen un efecto importante sobre las propiedades de la aleación de níquel, su ubicación crítica son los límites de grano, donde promueven un efecto importante sobre la resistencia a la fractura, aparentemente mediante la inhibición de deslizamiento del límite de grano. Sin embargo, eventualmente, la fractura inicia en las partículas del mismo límite de grano  $M_{23}C_6$ , o por decohesión de la interfase  $M_{23}C_6$  - gama. En ciertas aleaciones las estructuras celulares de  $M_{23}C_6$  se tratan de evitar por tratamiento térmico y control químico. Las células  $M_{23}C_6$ , definitivamente inician detrimento y una temprana falla de fractura.

Los carburos  $M_6C$ , se forman a temperaturas más altas de entre 815 a 980<sup>0</sup>C. Son carburos similares a  $M_{23}C_6$ , pero comúnmente se forman donde el contenido de metal refractario es alto, tienen una estructura cúbica compleja. Cuando la aleación contiene más de 6-8 a/o molibdeno o tungsteno, el  $M_6C$  formará como un precipitado en el límite de grano, pero comúnmente como  $M_{23}C_6$ .

## 2.3 Grano y efectos del límite de grano

### 2.3.1 Tamaño de grano

La resistencia de superaleaciones es muy dependiente del tamaño de grano y de su relación con el espesor del componente. Richards encontró, que la resistencia a la fractura y a la fatiga se incrementa con el espesor del componente y aumento del tamaño de grano. Las superaleaciones fundidas muestran el mismo comportamiento de la resistencia a la fractura y la resistencia a la fatiga, en dependencia del tamaño de grano. Sin embargo, variaciones en el tamaño de grano de 2-7  $\mu\text{m}$  debido a variaciones en la temperatura de fundición, traen cambios en las propiedades, esta condición puede ser seria, cuando se presentan granos largos en las secciones. Las secciones delgadas de fundición pueden presentar reducción de la resistencia a la fractura y resistencia a la fatiga.

### 2.3.2 Estructura en el límite de grano

El efecto de degeneración de los carburos MC, conduce a límites de grano abundantes en  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  englobados en gama prima. Pero en aleaciones, tales como Inconel, aleación X-750 y Nimonic 80 A, no se ha observado tal efecto. En estas aleaciones aparece frecuentemente una capa reducida de gama prima, cerca de los límites de grano; causado por la difusión de cromo, para formar carburos en el límite de grano. Así, la zona reducida de cromo tiene un aumento de solubilidad para níquel y aluminio, ocasionando la desaparición de gama prima.

La concentración de gama prima en los límites de grano en las superaleaciones, provee una mejoría en la combinación de resistencia y ductilidad; englobando los carburos duros del límite de grano en un ambiente que permite “controlar” el deslizamiento e inhibe la iniciación de la fractura intergranular, que frecuentemente

## Capítulo II

### Metalurgia de aleaciones de base Níquel

---

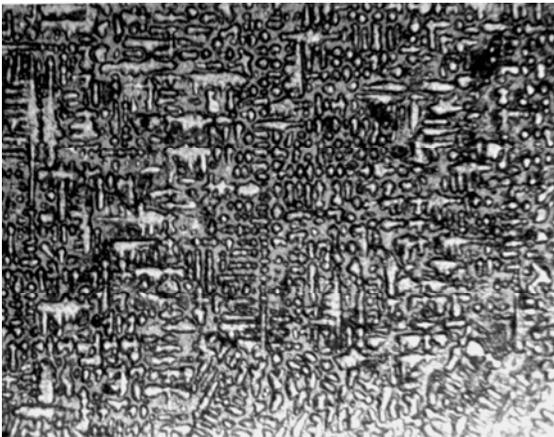
conduce a la falla por fractura. Sin embargo, el límite de grano es siempre el sitio de iniciación de la fractura.

Las aleaciones de base níquel pueden trabajar a altas temperaturas y comprenden más del 50% del peso de motores de aeronaves avanzadas, se utilizan ampliamente en cuchillas de motores y en turbinas de gas, tienen excelente resistencia a la fatiga, resistencia térmica, baja expansión térmica y baja densidad. La fase principal presente en su estructura es austenita fcc y fases de carburos.

En el capítulo siguiente III analizaremos la metalurgia de las aleaciones de base cobalto y su comportamiento, así como la formación de fases que en ellas se presentan.

# III

## **METALURGIA DE LAS ALEACIONES DE BASE COBALTO**



En este capítulo se aborda la metalurgia de las aleaciones de base cobalto, se presenta la composición química, las fases de la aleación, los tipos de carburos y la microestructura que las conforman.

### **3.1 Metalurgia de las aleaciones de base cobalto<sup>3</sup>**

Las Aleaciones de base cobalto tienen menor preferencia que las aleaciones de base níquel en aplicaciones en turbinas, pero, tienen un papel creciente a futuro, por las razones siguientes:

1. Las aleaciones de cobalto tienen ventajas en aplicaciones de corrosión en caliente, aunque su resistencia a la oxidación no es tan buena como las aleaciones de base níquel.
2. Los sistemas de cobalto poseen muy alta resistencia a la ruptura por tensión. Su alta estabilidad estructural, los hace particularmente valiosos en partes estáticas de larga vida, que sirven a baja tensión, y en altas temperaturas, donde hasta ahora las aleaciones de níquel son el sostén.
3. Las aleaciones de cobalto poseen propiedades físicas ligeramente diferentes a las aleaciones de níquel, su conductividad térmica es ligeramente más alta y la expansión térmica ligeramente baja. Por lo que, son apropiadas para muchas partes que requieren larga vida y buena resistencia térmica a la fatiga.

### **3.2 Composición química**

Las aleaciones de cobalto son mucho menos complejas químicamente que las aleaciones de níquel, éstas son más parecidas a los aceros inoxidable a este respecto. Los elementos que participan en estas aleaciones se muestran en la tabla 3.1.

---

<sup>3</sup> Chester T. Sims. The Superalloys.

La constitución de la fase de la mayoría de las superaleaciones de cobalto consiste de:

1. Matriz continua cúbica de cara centrada, también llamada austenita o gama  $\gamma$ .
2. Una o más fases de carburo.
3. Fases del tipo topológico compacto (tcp), tales como  $\sigma$ ,  $\mu$ ,  $\pi$  o laves.
4. La precipitación infrecuente de estructuras hexagonal compacto, llamadas  $\epsilon$ .

Sin embargo, es común, encontrar únicamente gama y carburos en superaleaciones de cobalto bien diseñadas; donde la resistencia se obtiene a través de una combinación de efectos de solución sólida y precipitación de carburos.

<b>Tabla 3.1 Función del grupo de elementos en superaleaciones de cobalto</b>					
Elementos	Níquel	Cromo	Tungsteno	Titanio, Zirconio, Niobio, Tantalio	Carbon
Función principal	estabilización de austenita	Estabilización de superficie, formación de carburos	Soluciones sólidas resistentes	Formación de carburos	Formación de carburos
problemás	-	Forma fases tcp	Forma fases tcp	Reducción de resistencia a la oxidación	Disminuye ductilidad
Ejemplo					
X-40	10	25	7.5	-	0.45
MM-509	10	24	7.0	3.5Ta, 0.5Zr, 0.2Ti	0.60
L-605	10	20	15	-	0.10
HS-188	22	22	14	-	0.08

La Tabla 3.1 muestra la función del níquel, carbono, cromo y otros elementos en la estructura de superaleaciones de base cobalto.

Las aleaciones de cobalto no son totalmente estables, cuando se tratan térmicamente y son puestas en servicio, es decir, tienen un comportamiento dinámico en su relación composicional de estado sólido. En gran parte, la aplicación exitosa de las aleaciones de cobalto depende de la capacidad del usuario para comprender los efectos de estos cambios constantes en su aleación.

### 3.3. Fases de la aleación y sus características.

#### 3.3.1. Matriz austenítica.

Inicialmente, debe considerarse, el cromo y tungsteno contra los primeros elementos periódicos largos. Las superaleaciones de níquel y hierro, y la composición de superaleaciones de cobalto, se encuentran muy cercanas del diagrama del cromo. Sin embargo, la mayoría de las aleaciones de cobalto son una solución sólida fortalecida por el tungsteno; algunos elementos del grupo VIA son afines al cromo. La composición Co-25Cr10Ni-10W, tiene una típica caída a aproximadamente el punto marcado "A", en el diagrama Cr-10W, ésta es aproximadamente la composición de austenita para aleaciones fundidas tales como X.40 y FSX-414 (Fig. 3.1, apéndice 1B).

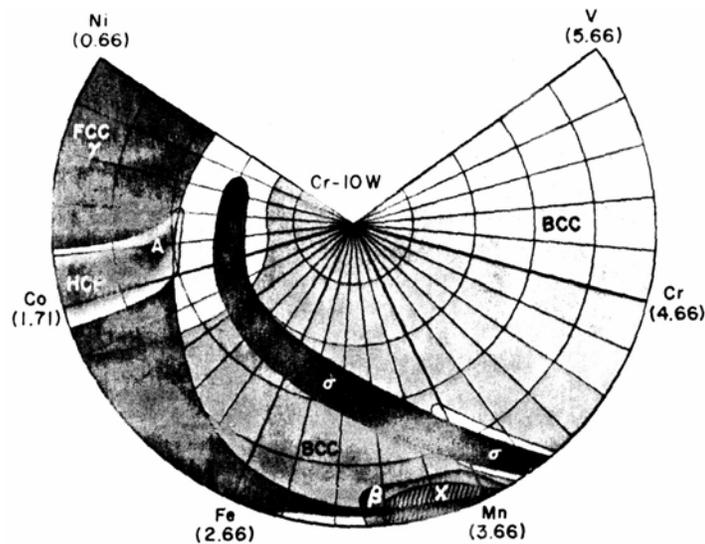


Figura 3.1 Diagrama polar de Cromo

El punto está dentro del campo gama; sin embargo, en aleaciones tales como L605, donde el tungsteno está presente aproximadamente sobre 15 por ciento en peso (w/o) (aproximadamente 5 por ciento en átomos, a/o), el cambio de la composición de la matriz coincide con la penetración de los granos de austenita. Por lo tanto, aparece sobre el diagrama las fases de Laves, como se muestra en el diagrama polar de fases del tungsteno, entre gama y sigma y por supuesto en la aleación real.

### Capítulo III

#### Metalurgia de las aleaciones de base Cobalto

Se presenta un efecto adicional, la fase Laves es fuertemente estabilizada por silicio, a nivel de impurezas, para que las aleaciones comerciales formen fase Laves fácilmente.

Una forma alternativa es visualizar las superaleaciones de cobalto desde el punto de vista de los diagramas cuaternarios (Fig. 3.2). La manera en que las adiciones de molibdeno, hierro y tantalio cambia los diagramas por expansión o contracción del campo de austenita, se muestra en el diagrama Co-Ni-Cr-W.

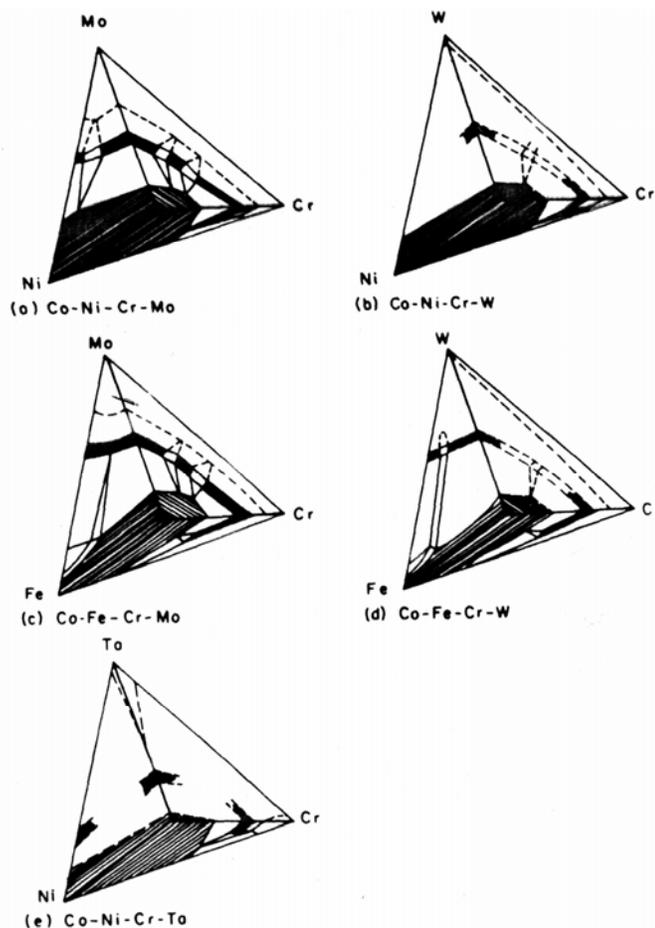


Fig. 3.2 Diagramas de fase cuaternarios aproximados de matrices de superaleaciones a aproximadamente 1200°C.

El molibdeno expande el campo, el tantalio lo contrae y el hierro cambia su forma. Sin embargo, el resto del campo Co-Ni-Cr-W es de gran interés en una base de aleación; además, en suma a el campo de austenita oscuro, el metal refractario

cúbico de cuerpo centrado (bcc), se debe notar en el campo arriba o a la derecha. Ambos campos de esta solución sólida terminal se separan por una capa de fases tcp (electrones compuestos), como en el caso de las superaleaciones de níquel. Las aleaciones de cobalto son, en estos diagramas, principalmente localizadas en el espacio de las fases cuaternarias cerca de una composición aproximada 55Co-25Cr-10Ni-10RM (RM significa metal refractario).

Esta composición ocurre dentro del campo austenítico cerca del Co-Cr binario, ligado y cerrado a la fase gama contra gama + tcp en el límite de fase. Así, la austenita de superaleaciones de cobalto es muy similar a la de superaleaciones de Níquel, conteniendo más cobalto y menos Níquel. Por supuesto, la composición de austenita localizada en estos diagramas cuaternarios es igual que la que se localiza en los diagramas polares. El diagrama polar es simplemente un método de comprimir un espacio cuaternario dentro de un plano.

En resumen, la composición de la matriz en equilibrio de la mayoría de superaleaciones de cobalto puede ser considerada dentro de un espacio de fase cuaternario con o sobre 50% de cobalto, con el balance de la composición consistente de la mitad de cromo más cantidades significantes de Níquel, tungsteno, y quizá otros metales refractarios, comúnmente esta composición está dentro del campo austenítico fcc.

#### **3.3.2 Carburos**

Las aleaciones de cobalto se fortalecen principalmente por la presencia de carburos en las segundas fases. Por esto el contenido de carbono de las aleaciones de cobalto es bastante alto. Comparado con aleaciones de hierro y de Níquel, comúnmente es como se indica a continuación:

- Aceros inoxidables austeníticos 0.02-0.20 %C

- Superaleaciones base Níquel (fundidas) 0.05-0.20% C
- Superaleaciones base cobalto (fundidas) 0.25-1.0% C

La cantidad de carburos en las aleaciones de cobalto, depende de la cantidad agregada de carburos de metal reactivo agregados. En general, se obtienen del grupo ilustrado en un sistema periódico básico de Goldschmidt, se muestra en la figura 3.3, a la izquierda del cobalto, donde la mayoría de las aleaciones son más reactivas que el cobalto. De hecho, el tipo de carburos formado puede estar relacionado con el grado de reactividad (electronegatividad) del elemento agregado.

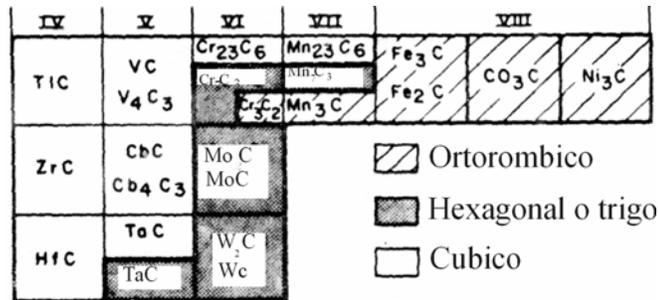


Fig. 3.3 Relación de carburos en el sistema periódico

La precipitación de las fases de carburo en superaleaciones de cobalto es moderadamente compleja. Por ejemplo, es más común una reacción eutéctica que la precipitación simple a causa del alto contenido de carbono, como se observa en la figura 3.4.

### 3.3.3 Carburos $M_3C_2$ y $M_7C_3$

Estos carburos se forman a relaciones relativamente bajas de cromo-carbono. El M es principalmente cromo, pero también, los carburos disuelven algo de cobalto. El  $M_3C_2$  es rómbico y forma una reacción peritética con el cromo. Estos carburos se encuentran, únicamente en superaleaciones muy recientes, y se presume que puede haber sido confundido con otros carburos.

**3.3.4 Carburos  $M_7C_3$**

También, se forma a bajas relaciones Cr : C pero es metastable y se transforma al envejecer a  $M_{23}C_6$ , como en la aleación X-40, El carburo  $M_7C_3$  es de estructura trigonal, fue recientemente identificado por Woulds y Cass como islas blancas en enfriamiento lento del Mar-M509, pero no es un componente normal en esta aleación. Desaparece con un tratamiento térmico de solución. Como el  $Cr_7C_3$  se descompone en  $Cr_{23}C_6$ , la resistencia aumenta a causa del poderoso efecto del carburo posterior. La reacción de descomposición es  $23Cr_7C_3 \rightarrow Cr_{23}C_6 + 27C$ , identificada por Lane y Grant. El carbono residual puede reaccionar con más cromo para formar  $Cr_{23}C_6$  finamente dividido,  $6C + 23Cr \rightarrow Cr_{23}C_6$ , Morral citado por Lobl, sugiere que el  $M_{23}C_6$  forma carburo únicamente en solución o por disociación de carburos secundarios  $M_7C_3$ , en dependencia de la composición de la matriz.

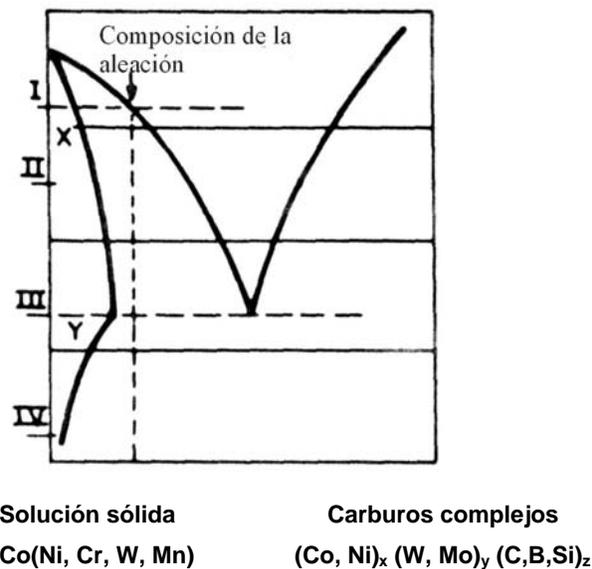


Fig. 3.4 Representación esquemática de la precipitación eutéctica en superaleaciones de cobalto típicas.

### 3.3.5 Carburos $M_6C$ .

En superaleaciones base níquel, cuando el contenido de molibdeno o tungsteno excede aproximadamente 4-6 a/o. El carburo  $M_6C$  se estabiliza en lugar de  $M_{23}C_6$ . La aleación de cobalto L-605, con aproximadamente 5 a/o de tungsteno, forma  $M_6C$ , así puede haber una tendencia en las aleaciones de níquel en “la regla  $M_6C$ ”, cuando la concentración del metal refractario es alta.

Los carburos  $M_6C$  son más estables en la temperatura que los  $M_{23}C_6$ , también el control del tamaño de grano puede resultar desde su presencia durante la fabricación de aleaciones forjadas.

Los carburos  $M_6C$  comúnmente ocurren como  $M_3M'_3$  o  $M_4M'_2$ , pero realmente la composición puede variar ampliamente con base en la analogía con el  $M_6C$  formado en las aleaciones de níquel.

Las formulas aproximadas del  $M_3C$  o  $M_{13}C$  pueden ser esperadas o encontrados cuanto más se conozca sobre las fases en aleaciones de cobalto. Particularmente un carburo  $M_6C$  ha sido analizado y es  $(Co_{0.45} Cr_{0.3} Ta_{0.15} W_{0.1})_6C$ .

El tipo de carburo  $M_6C$  se ha observado en aleaciones del tipo MM-302 como un eutéctico con  $M_{23}C_6$ . En L-605 y aleación Haynes 188 se forma inicialmente a temperaturas intermedias, pero se transforma a  $M_{23}C_6$  en un envejecimiento después de aproximadamente 3000hr entre 815 y 925<sup>o</sup>C. Estos carburos también se pueden formar de la descomposición de carburos primarios MC tales como TaC por reacción con la matriz de aleación con el carburo primario degenerado:  $MC + \text{austenita} \rightarrow M_6C$  o como una posibilidad:  $TaC + (Co, Ni, Cr, C) \rightarrow (Ni, Co)_4 (Cr, Ta)_2C$ .

### 3.3.6 carburos $M_{23}C_6$ .

Estos son los carburos más comúnmente encontrados en aleaciones de cobalto, tanto en aleaciones clásicas X-40, como en las modernas MM-509. Se forman a través de varios mecanismos simples; los carburos forman un precipitado entre el cromo y el carbono desde la matriz de aleación durante la solidificación, envejecimiento o servicio.

Los carburos  $M_{23}C_6$  son cúbicos y tienen una fórmula rígidamente fija a  $M_{23}C_6$ . Cuando el tungsteno o molibdeno están presentes en la aleación estos son sustituidos por cromo.

Aparentemente, en aleaciones de cobalto una composición similar a  $Cr_{18}Co_4(W, Ta)_1C_6$  es común, con el cobalto también sustituido por cromo, por ejemplo, en Mar-M509, también se ha encontrado una composición de  $(Cr_{.77}Co_{.17}W_{.03}(Ni+Ta)_{.08})_{23}C_6$ .

Esto por supuesto es similar a la composición de  $Cr_{21}(Mo, W)_2C_6$  comúnmente encontrado en aleaciones de níquel. También, debería mencionarse que la presencia de  $M_{23}C_6$  podría conducir finalmente a la formación de fase sigma, ya que estas estructuras son muy similares, si la química de la aleación no es controlada cuidadosamente.

El  $M_{23}C_6$  puede precipitar en partículas extremadamente finas, observado por Wouds y Coss, que ejercen un efecto benéfico sobre la resistencia, pero cuando se permite que se genere de manera incontrolada el "fortalecimiento", puede provocar reducción de ductilidad desde temperaturas bajas a intermedias, particularmente los que siguen un largo servicio en el rango de precipitación.

### 3.3.7 Carburos MC.

Los carburos MC, son considerados uno de los refuerzos más importantes en aleaciones de cobalto fundidas o, por lo menos, están comúnmente presentes en aleaciones de alta resistencia. Se forman cuando se encuentran elementos altamente reactivos tales como tantalio, niobio, titanio, o circonio.

Los carburos MC están presentes en las aleaciones en una discreta dispersión de bloques, a veces mostrando una estructura morfológica severamente geométrica, (diamantes o cubos) o frecuentemente como un bien distribuido manuscrito chino. Así la distribución, composición y morfología de MC depende de la fundición más que para cualquier otro carburo. Las partículas de MC frecuentemente parecen demasiado grandes, esto produce un efecto fuerte en las dislocaciones, que probablemente actúan más como fuentes que como partículas que reaccionan para inhibir corrientes de dislocación ya formadas.

Los carburos pueden también actuar localmente a través del reforzamiento, formando un tipo de red de fibra. Sin embargo, los carburos MC entran en importante reacción de degeneración, los carburos inferiores flexibles tales como  $M_{23}C_6$  se fortalecen directamente con alta eficiencia. En esta función, el carburo MC actúa como una importante reserva de carbono por un largo tiempo. La reacción de degeneración de carburo de MC también ha sido encontrada reversible, un aspecto no observado en aleaciones de níquel, hasta hoy.

### 3.4 Microestructura de las aleaciones

Los carburos MC,  $M_{23}C_6$  y  $M_6C$  son los más comunes en aleaciones de cobalto. cuatro aleaciones X-40, Mar M-509, Mar- M 302 y HS-188 se han elegido para ilustrar las estructuras.

Las primeras tres son típicas aleaciones de fundición y la otra es una lámina de aleación forjada. Las microestructuras generales se muestran en la figura 3.5, la diferencia química entre estas aleaciones genera la diferencia en las fases formadas, la aleación X-40(Fig. 3.5a) forma virtualmente una estructura idéntica con X-45 y FSX-414. Estas tres aleaciones tienen una alta relación Cr:C, sin elementos altamente reactivos agregados. Así el único carburo maduro formado en la aleación es  $M_{23}C_6$ , en la condición de fundición el carburo se forma como una aleación lentamente enfriada bajo esta inversión, precipita en los límites de grano e interdendríticamente y forma partículas finas y burdas. Las partículas burdas se forman primero y son bloques con una morfología semirredonda. El  $M_{23}C_6$  fino es generalmente precipitado como un eutéctico consistiendo de una mezcla entre capas de  $M_{23}C$  fino con matriz gama.

La exposición a altas temperaturas ocasionará para la aleación alguna solución y precipitación de  $M_{23}C_6$ , como partículas muy finas que circundan alrededor del primario  $M_{23}C_6$ . Esto continúa a lo largo del servicio para todas las aleaciones de cobalto fundidas. Ambos tipos de carburo contribuyen al fortalecimiento, el carburo primario puede inhibir deslizamientos en el límite de grano y generar dislocaciones, mientras las partículas más finas interactúan con movimiento dislocacional.

En la segunda aleación Mar M-509, ambos  $M_{23}C_6$  y MC, contienen menos cromo que el X-40 pero también contienen tantalio, circonio y titanio para la estabilización de carburo MC.

La Figura 3.5b muestra una cantidad destacada de carburos MC del tipo escritura china producidos esencialmente como  $(Ta, Ti, Zr)C$ , ya que la aleación fue enfriada desde un estado fundido.

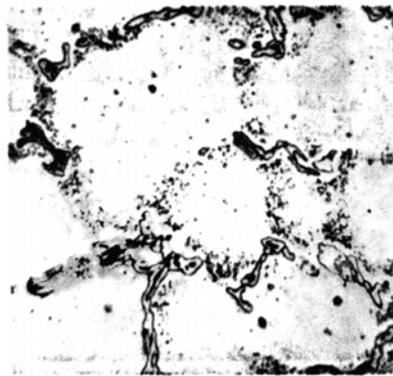
También están presentes colonias de carburos  $M_{23}C_6$  similares a los encontrados en X-40. Esto fue observado por Drapier, algunas de estas colonias eutécticas son una matriz gama en un continuo de  $M_{23}C_6$ . La composición específica de estos carburos

### Capítulo III

#### Metalurgia de las aleaciones de base Cobalto

depende de la relación de enfriamiento y las variaciones químicas dentro de la especificación.

El Mar-M302 es una aleación anterior a Mar-M509, contiene un nivel más alto de carbono, se forman 3 carburos:  $M_{23}C_6$ ,  $M_6C$  y  $MC$ . Las grandes partículas angulares en bloque y los carburos de escritura china (figuras 3.5c, 3.5d) son  $MC$ , de hecho las partículas  $MC$  muy grandes, en bloque pueden precipitar antes del enfriamiento de la aleación, consecutivamente durante el enfriamiento grandes islas en bloque de eutéctico forman  $M_{23}C_6$  y  $M_6C$  y se presentan conjuntamente con la escritura china  $MC$ .



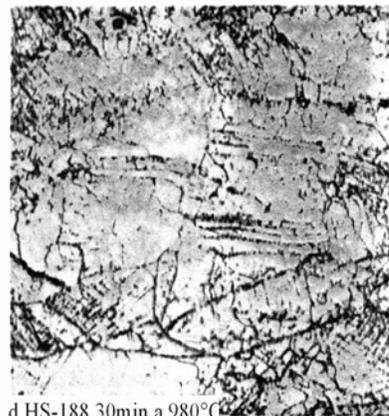
a. X-40 / X-45 / FSX-414



b. Mar M-509



c. SM-302



d. HS-188.30min a 980°C

Fig. 3.5 Estructuras características de superaleaciones de cobalto prominentes, 334x

### Capitulo III

#### Metalurgia de las aleaciones de base Cobalto

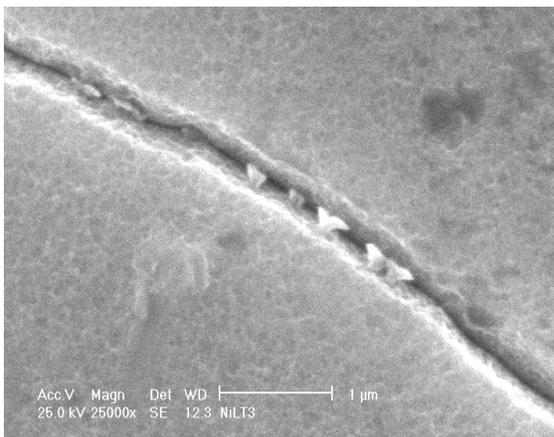
---

Las aleaciones de base cobalto cuentan entre otras con propiedades físicas que las hacen aptas para trabajar en aplicaciones de corrosión en caliente, en partes estáticas sometidas a tensión y a altas temperaturas. La fase constitutiva de estas aleaciones principalmente es austenita, con fases de carburo y en ocasiones precipita estructuras hcp( hexagonal compacta).

En el capítulo IV, siguiente, se trata el comportamiento mecánico-metalúrgico de aleaciones base níquel y cobalto bajo distintas condiciones, las cuales nos sirven para predecir el comportamiento de las tratadas en esta investigación.

# IV

## EFECTO MECANICO- METALURGICO DE LOS RECUBRIMIENTOS CON ALEACIÓN INCONEL Y *STELLITE*



En este capítulo se presenta el comportamiento mecánico-metalúrgico de varias aleaciones estudiadas recientemente, Inconel y *Stellite*, en las que se analiza el efecto del tratamiento térmico, la morfología de los precipitados, metalografía y formación de carburos, así como su comportamiento en desgaste abrasivo.

### 4.1 Comportamiento de Inconel 690<sup>1</sup>

La aleación Inconel 690 es una aleación base níquel austenítico, que se ha propuesto como un material sustituto para Aleación Inconel 600 en la tubería del generador de vapor (Steam generator S/G), en reactores de poder de agua (power water reactors, PWR'S), a causa de su mayor concentración de cromo (28 a 31 porcentaje en peso contra aleaciones favoritas para este uso, de 15 a 17 porcentaje en peso). Algunos estudios indican que el Inconel 690 tratado térmicamente es un material más resistente a la corrosión en tuberías en comparación con otras aleaciones, tales como 304SS, 316SS, Incoloy 800, Inconel 600. Algunas de sus características son:

#### a) Efecto del tratamiento térmico

El tamaño medio de grano de las probetas de Inconel 690 crecieron de aproximadamente  $7\mu\text{m}$  a  $24\mu\text{m}$  después de un templado con agua a  $1150^{\circ}\text{C}$  durante una hora, ver Fig. 4.1a y 4.1b. Se observó claramente que se disolvieron todos los carburos que originalmente existieron en la matriz en condición no templada.

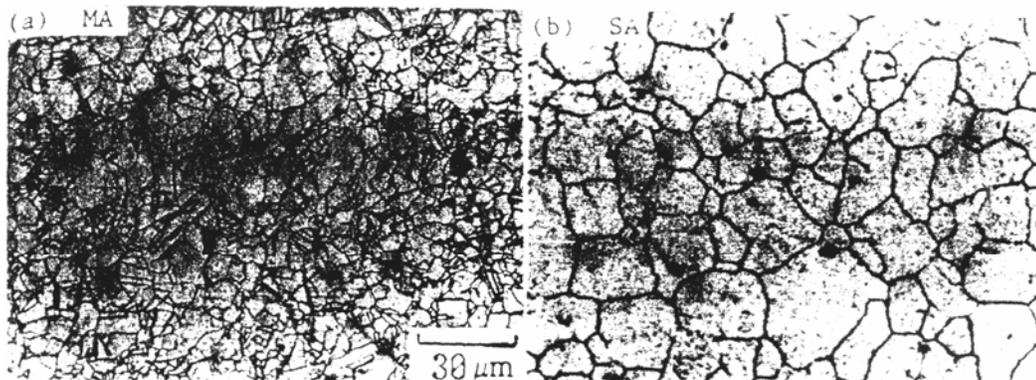


Fig. 4.1a Inconel recocido

Fig. 4.1 b Tratamiento de temple

#### b) Morfología del precipitado

Los carburos identificados en las probetas examinadas de Inconel 690 fueron identificados como carburos  $M_{23}C_6$ , después del tratamiento térmico en lugar de  $M_7C_3$  en Inconel 600, con una estructura cristalina fcc y un parámetro de red  $a_0 = 1.06$  nm. El análisis reveló que todos los carburos tuvieron una concentración del cromo muy alta, normalmente mayor a 85 % en peso.

En general, las morfologías precipitadas pueden ser divididas en cuatro categorías: fina y discreta, fina semicontinua, larga semicontinua, gruesa y discreta. La evolución de la morfología del precipitado durante el tratamiento térmico es un resultado del proceso de difusión térmico regular, después del tratamiento térmico todos los carburos originales se disolvieron en la matriz y la solución vino a ser una solución sólida homogénea. Los átomos de cromo son formadores de carburos relativamente fuertes. El proceso de difusión térmica induce la morfología de los carburos y la evolución del perfil de distribución del cromo continúa hasta que todos los átomos de carbono libres son consumidos, es decir, hasta que todo el carbono disponible alcanza el límite de solubilidad.

### **c) Perfil de distribución de cromo**

Los resultados medidos muestran, que la concentración de cromo mínima en el límite de grano, es una función del tiempo de tratamiento térmico. La concentración mínima de cromo en el límite de grano decrece primero y luego incrementa conforme aumenta el tiempo, a los 800°C se incrementa con el tiempo, este resultado es consistente con los resultados de estudios de Inconel 600. Los estudios con acero inoxidable muestran un resultado similar.

En la figura 4.2 se ilustra la concentración mínima de cromo calculada en el límite de grano como una función de temperatura para Inconel 600 e Inconel 690.

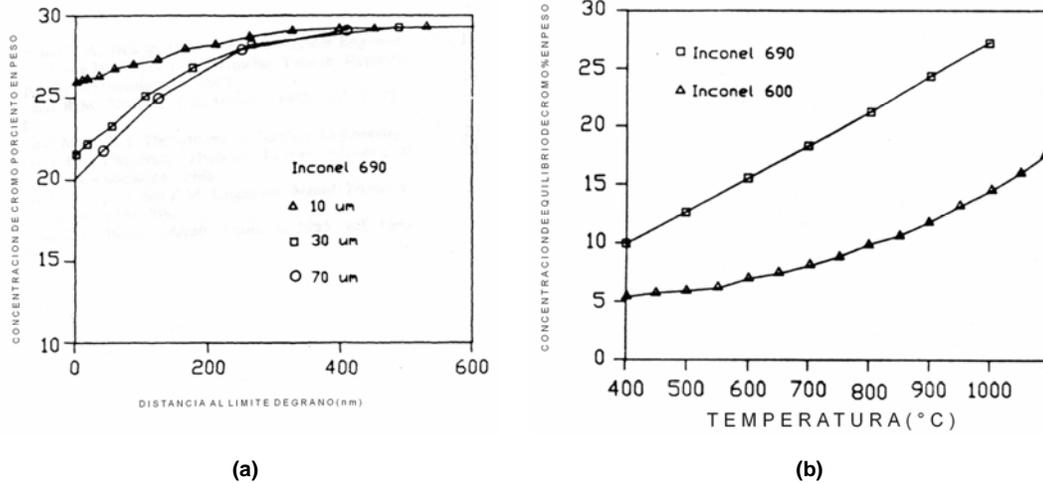


Fig. 4.2 Muestra el efecto de a) el tamaño de grano y b) La temperatura de tratamiento térmico en el perfil de distribución del cromo.

## 4.2 Comportamiento de Inconel 718<sup>2</sup>

En general, se han identificado dos microestructuras menores en metales soldados y su zona afectada por el calor: La fase de Laves y carburos tipo MC. Vincent encontró que la fase de Laves comprende de 80 a 90 % del volumen de la fase menor presente en la zona afectada por el calor de Inconel 718 y los carburos tipo M(Nb o Ti)C también están presentes. La Figura 4.3 muestra una porción del análisis térmico representativo de Inconel 718 en la condición que es recibido.

La porción calorífica de la prueba muestra dos desviaciones, la reacción de licuación  $\gamma$  NbC y el volumen de fusión de la matriz  $\gamma$ . Cuando las dos reacciones parecen superponerse, el punto de inflexión entre los dos máximos locales se tomó como la temperatura de solidus de  $\gamma$ .

En enfriamiento, pueden observarse tres reacciones de la solidificación:

- (1) solidificación de la dendrita primaria  $\gamma$  (matriz), seguida por ,
- (2) la reacción  $\gamma$  / NbC, y finalmente
- (3) la reacción  $\gamma$  / Laves.

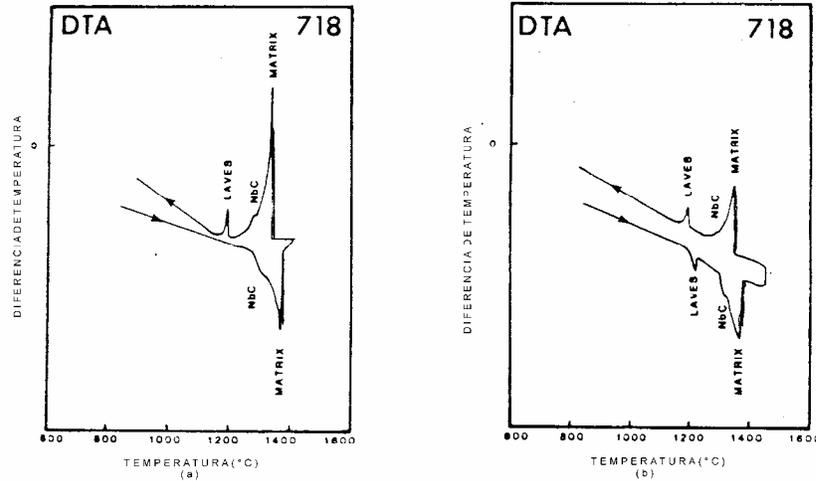


Fig. 4.3 (a) Curva de transformación. (b) Curva de transformación con tratamiento térmico

La Figura 4.3b muestra una porción del perfil del análisis térmico obtenido durante una segunda prueba de esta muestra. El evento de licuación gama / Laves puede verse ahora en calentamiento así como en enfriamiento.

#### 4.2.1 Metalografía

Los exámenes por microscopía electrónica de barrido (SEM) y microscopía electrónica de transmisión (TEM) de más alta resolución mostraron dos estructuras de fases incorporadas en la matriz de gama ( $a = 0.356\text{nm}$ ) y una fase de Laves rica en Nb (hexagonal,  $a = 0.467\text{ nm}$ ,  $c = 0.771$ ) en un arreglo de láminas, la matriz gama en bloques o escritura china, formó carburos tipo MC ricos en Nb(Ti), Nb, estructura cristalina fcc,  $a = 0.443\text{nm}$ . La fase de gama también asociada con la fase de Laves contuvo una cantidad pequeña de gama prima (bct,  $a = 0.365\text{ nm}$ ,  $c = 0.746\text{ nm}$ ).

El tipo de microestructura de la soldadura observado, es característico de una aleación que tiene reacciones eutécticas como las que ocurren en un líquido segregado encontrado en las regiones del interdendrítico. Composiciones importantes obtenidas incluyen la fase gama Laves eutéctico, la solubilidad sólida máxima de la fase gama terminal, la composición de la fase del Laves y la composición del corazón de la dendrita.

El perfil muestra un aumento relativamente grande en Nb, aumento sustancial de Mo, Si y Ti, y empobrecimiento de Ni, Cr, y Fe cuando el haz cruza la estructura del eutéctico. La anchura local de los constituyentes del eutéctico es bastante grande (10 a 20µm) y las fases individuales laminares son suficientemente finas (0.1 a 0.2µm).

Recíprocamente, los elementos Ni, Cr, y concentraciones de Fe están en sus valores máximos en los centros de la dendrita. La microestructura de la solidificación de Inconel 718 es recordativo de un sistema eutéctico de aleación binario. Es decir, la solidificación comienza con la cristalización de gama del proeutéctico primario y termina con la formación de un constituyente eutéctico gama / Laves.

El interés particular en el Nb se funda en el hecho, que Laves es una fase intermetálica, que se forma en la matriz de gama en la presencia de elementos de metal de transición, relativamente grandes. Sin embargo, la fase gama, NbC y Laves deben ser intermezcladas íntimamente ya que no fueron encontradas en estas aleaciones. Implícitamente se ha asumido que la inmensa mayoría del Carbono disponible se consume durante la reacción de gama NbC.

En el sistema Inconel 718, las fases que se forman son la matriz gama, la fase de Laves y NbC. Dentro de los constituyentes del eutéctico de gama Laves los elementos que segregan a la fase de Laves son Nb, Mo, y Si, mientras los elementos que segregan a la matriz de gama son Ni, Fe, Cr y Ti. También los cambios de volumen en la concentración de Nb afectan la cantidad de elementos constituyentes del eutéctico de gama / Laves. El volumen de Carbono debe afectar las cantidades relativas de NbC de gama y los constituyentes de gama / Laves en Inconel 718, de una manera similar fue observado en la aleación Inconel 519.

#### **4.2.2 Comportamiento de las aleaciones tipo carburo<sup>3</sup>**

El cromo y carbono, por lo general, son dos elementos encontrados en las aleaciones de recubrimiento de cobalto. El tungsteno también se agrega para aumentar y retener la dureza a temperaturas altas. El cromo y carbono forman el carburo de cromo duro de diferentes tipos y varios volúmenes. Las figuras 4.4 (2.0C,24Ni,33Cr,5W) y 4.5 (1.2C,29Cr,4.5w) con bajo contenido de carbono (1.2%), muestran ejemplos típicos de microestructuras que exhiben una estructura dendrítica hypoeutéctica, en una matriz de carburo de cromo ( $M_{23}C_6$ ) y solución sólida de cobalto.



Fig. 4.4 Microestructura de la aleación  
-2.0C,24Ni,33Cr,5W



4.5 Microestructura de la aleación  
-1.2C,29Cr,4.5w

### 4.3 Comportamiento de Aleaciones tipo intermetálicas

Otros elementos, como Co y W también participan en este carburo complejo. La aleación mostrada en la figura 4.4 tiene un volumen de carbono más alto (2.4%), produciendo una estructura hypereutéctica dispersa con partículas  $M_7C_3$  que son duras y pueden crecer a gran tamaño. Cuando se agregaron otros elementos a estas aleaciones, la microestructura cambia las propiedades como dureza, resistencia a la corrosión, resistencia al impacto, y características abrasivas de la aleación.

Algunos elementos adicionales son molibdeno, níquel, niobio y vanadio. Estas adiciones elementales pueden cambiar la morfología de las partículas del carburo.

La serie más prominente de aleaciones en esta categoría se endurece por, la presencia de un compuesto intermetálico, a saber, la fase de Laves que tiene una composición  $(\text{Co, Mo})_2\text{Si}$ . Hay también algunas aleaciones de níquel endurecidas por compuestos intermetálicos, que se forman por tratamiento térmico de las aleaciones de níquel de bajo carbono.

#### 4.3.1 Características

Las aleaciones del cobalto se endurecen por trabajo, debido a la baja energía que favorece el deslizamiento planar encima de las dislocaciones, se cree que esta conducta aumenta considerablemente la resistencia a la corrosión.

También, contribuyen al endurecimiento por trabajo, la transformación de fases alotrópicas del cobalto, que tiene una estructura cúbica de cara-centrada (fcc), a altas temperaturas y se transforma a estructura hexagonal compacta (hcp) al enfriarse. Sin embargo, la transformación es lenta y produce la existencia de una fase fcc metastable en los depósitos de la soldadura. La fase fcc se transforma entonces a hcp a través de un proceso de tensión-activada. Esta transformación de fase da al cobalto propiedades únicas de uso, sobre todo en desgaste deslizante o desgaste en condiciones corrosivas.

Otra característica de las aleaciones de cobalto tipo carburo es su dureza. Como se muestra en la Fig. 4.6, las aleaciones serie CoCr - A, B, C generalmente tienen un valor de impacto Charpy más alto, encima de la serie de NiCr - A, B, C. El tipo de aleaciones silicio níquel tienen mayor valor de impacto, por encima de las aleaciones de níquel tradicionales. Esta combinación de alta dureza los hace favorablemente resistentes al desgaste, acercándose a ciertas aleaciones del cobalto.

Las aleaciones tipo boruro, NiCr - A, B, C y otras variaciones, también endurecen por trabajo probablemente por enredo de dislocaciones u otros mecanismos que retardan los movimientos de dislocaciones. Debido a ello, generalmente son menos resistentes al desgaste en situaciones de alto-esfuerzo en corrosión que las aleaciones del cobalto. Sin embargo, estas son resistentes al desgaste como las aleaciones de cobalto en situaciones de desgaste deslizante en baja carga.

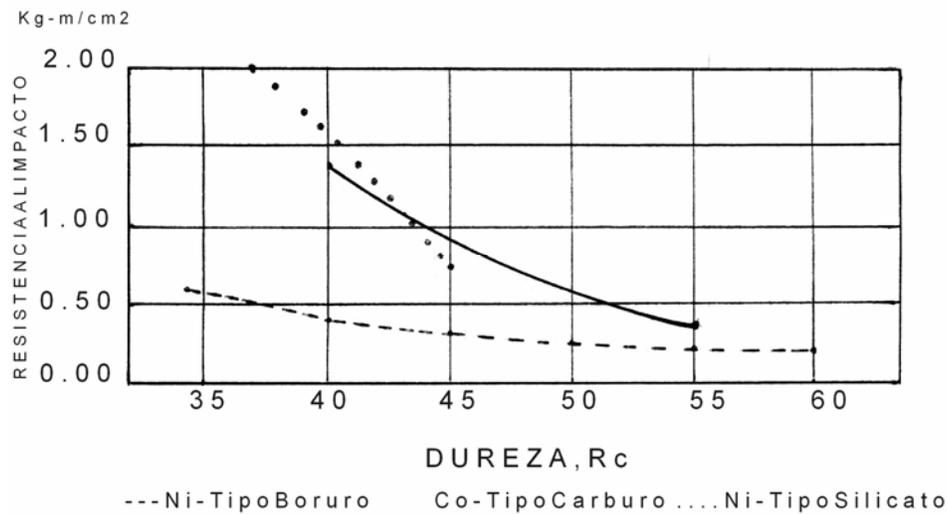


Fig. 4.6 Valores de resistencia al impacto (Charpy) contra dureza de aleaciones tipo boruro, carburo y silicatos.

Bajo condiciones abrasivas, las aleaciones de tipo boruro son generalmente más resistentes al desgaste que las aleaciones tipo carburo con el mismo valor de dureza, como se ilustra en la figura 4.7.

Los tipos de aleaciones de solución sólida son típicamente más suaves que otros tipos y estas no se usan en condiciones severas. Más bien, se usan por su resistencia a la corrosión y la resistencia a la fatiga térmica.

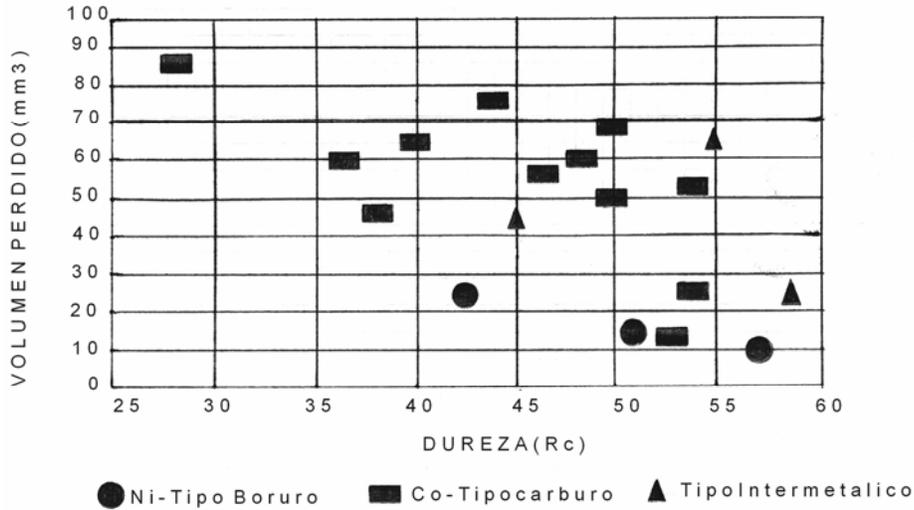


Fig. 4.7 Resistencia a la abrasión de aleaciones Ni y Co, volumen perdido contra dureza.

Debido al bajo volumen de carbono, estas aleaciones tienden a conservar una mejor resistencia a la corrosión que el recubrimiento de aleaciones de alto-carbono, donde el carbono se combina con elementos benéficos, tales como cromo y molibdeno. En algunos casos, el niobio se agrega para estabilizar el carbono formando el carburo del niobio térmicamente estable para elevar la resistencia a la corrosión y reforzar las propiedades de fatiga térmica.

#### 4.3.2 Comportamiento bajo condiciones abrasivas<sup>4</sup>

La microestructura de aleaciones base cobalto, que son resistentes al desgaste, han sido descritas por Sharp, Avery y más recientemente, por el comité de la ASM sobre recubrimientos. La aleación ERCoCr exhibe dendritas ricas en cobalto con estructura cristalina fcc, y constituyentes circundantes que consisten en carburos eutécticos ricos en cromo del tipo  $M_7C_3$ .

La composición  $(Cr\ 0.85, Co\ 0.14, W\ 0.01)_7 C_3$  tiene una estructura cristalina hexagonal. Las aleaciones de volúmenes de carbono altas son hypereutécticas y contienen carburos primarios  $M_7C_3$  que son de forma hexagonal, considerablemente más grandes que los carburos del eutéctico. Las aleaciones que contienen alto carbono también contienen carburos del tipo  $M_6C$ , la composición probable puede variar de  $(Co, W)_6C$  a  $(Co_{0.66}, W_{0.34})_6 C$ .

Se ha investigado la precipitación secundaria de carburos en aleaciones base cobalto sometidas a desgaste, cuando se calentaron sobre 700°C. Tal precipitación podría producir aumento de dureza. Sin embargo, en los procesos de soldadura, los valores de dureza medidos para las primeras capas no eran afectados por la depositación de las segundas capas, ya que parece que no había tiempo de calentamiento suficiente para una precipitación secundaria significativa.

Por lo tanto, se sugiere, que la resistencia al desgaste abrasivo se incrementa directamente con el volumen de los constituyentes duros, particularmente para las estructuras con morfologías de fases duras gruesas, asociado con depositación de la soldadura bajo condiciones de alto calor. Probablemente, los arañazos o ranuras que se forman durante la abrasión son bastante grandes, en muchos casos un abrido sacará los carburos pequeños con la primera pasada, mientras los carburos más grandes resistirán varios pasos antes de desgastarse y arrancarse. Las microestructuras de diferentes superficies recubiertas se muestran en las figuras 4.8, 4.9, 4.10. La morfología del carburo varía con la técnica de depositación, es más gruesa en el oxiacetileno que los depósitos de arco.

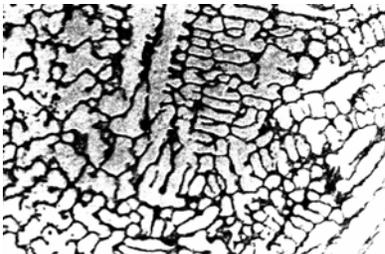


Fig. 4.8 Proceso gtaw 200x, 2ª capa

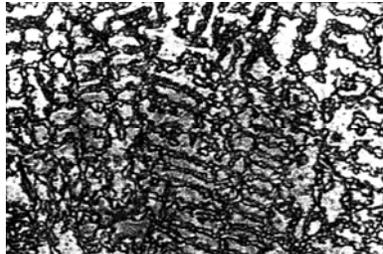


Fig. 4.9 Proceso oaw 200x, 2ª capa



Fig. 4.10 Proceso smaw 200x, 2ª capa

La microestructura en esta aleación consiste en una red continua de carburos complejos dentro de la matriz rica en cobalto. El espesor de esta red se relacionó directamente al volumen del carbono de cada depósito, como se puede observar en las figuras 4.11 y 4.12.

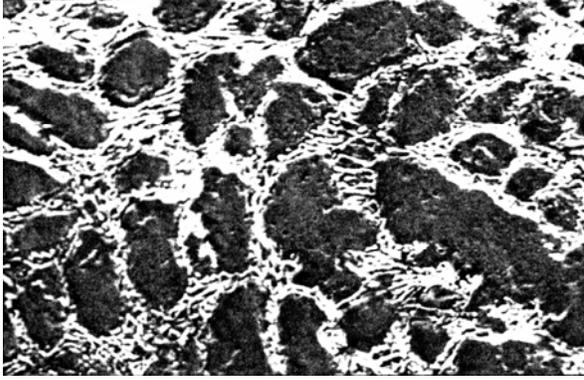


Fig. 4.11 Proceso oaw, zona en la segunda capa. 100x.

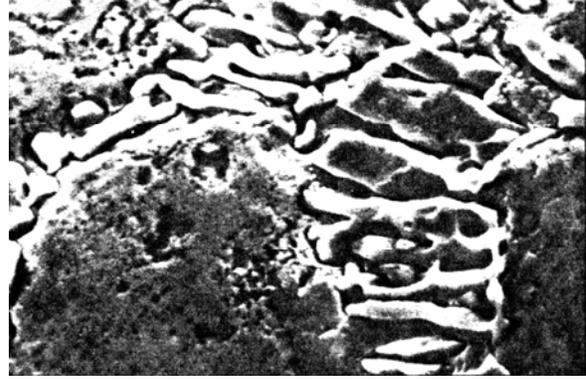


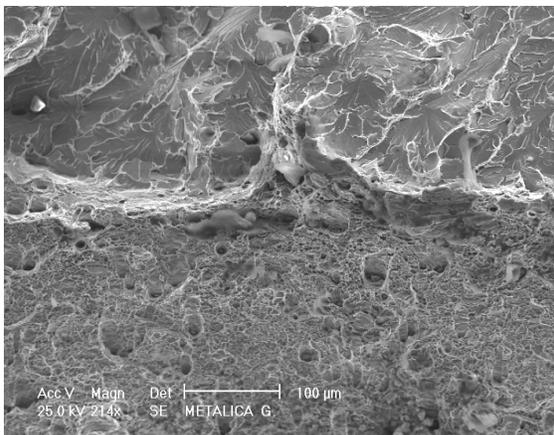
Fig. 4.12 Proceso oaw zona en la segunda capa. 5000x.

Las aleaciones contempladas en este capítulo nos muestran el comportamiento mecánico-metalúrgico que presentan bajo distintas condiciones de temperatura, así encontramos que forman carburos, presentan distintas fases, precipitan partículas y, su morfología es dendrítica y engruesa dependiendo el método de soldadura con que se aplica el recubrimiento, además del comportamiento abrasivo que tiene en la experimentación.

En el siguiente capítulo V, se describe el equipo utilizado para la realización de las pruebas experimentales y el equipo utilizado para las mismas.

# V

## CARACTERIZACION EXPERIMENTAL



En este capítulo se describe el equipo utilizado para la realización de las pruebas experimentales, se presenta el análisis químico de los materiales utilizados, de base y aporte, así como la metodología seguida durante el desarrollo de la investigación.

## 5 CARACTERIZACION EXPERIMENTAL

### 5.1 Equipo empleado

El equipo empleado para obtener y analizar las probetas de las aleaciones en estudio, abarca desde las máquinas e instrumentos que se utilizan para aplicar la soldadura y el maquinado, pasando por la preparación para observación metalográfica y terminando con las utilizadas para pruebas mecánicas, las cuales se describen a continuación:

**a) Equipo de soldadura**

Amtrak, Merrick Engineering, Inc. U489210, TC 300, CD.

Hobart cyber - Wave 300s, MCW300s, 300 A, CC, CA.

**b) Análisis Metalográfico**

Cortadora de disco, Desbastadora de banda, Lijadora, Pulidora de disco de 2 velocidades, todas Marca Buehler. Baño de ultrasonido Lab-line M 9331.

**c) Dureza**

Durómetro Rockwell, Karl Frank K506.

Microdurómetro Shimadzu M 3077.

**d) Microscopía**

Microscopio Metalográfico Versamet M 647, Microscopio estereoscópico Olympus, M VMZ, Microscopio electrónico alto vacío Philips, con sistema de microanálisis EDS.

**e) Difractometría**

Difractómetro de rayos X, Siemens D 500.

**f) Maquinado**

Fresadora universal Ajax, Rectificadora universal Bitebok 3M642, Sierra cinta Fuho M 1408.

**g) Tratamiento térmico**

Horno eléctrico Thermolyne M 1500.

**h) Abrasión**

Máquina tribológica para abrasión según norma ASTM G65 de arena seca, disco metálico con neopreno vulcanizado, construida en SEPI ESIME IPN. Balanza analítica digital Sartorius AC210s.

**i) Impacto**

Máquina Universal Impact testing machine, Tinius Olsen, Modelo 74.

**5.2 Material Empleado**

El material seleccionado en esta investigación, tanto el metal de aporte como el metal base, se analizaron para determinar la composición química, para así conocer los parámetros dentro de los cuáles se desarrolla la investigación.

**5.2.1 Metal base**

El acero presenta la siguiente composición química (Tabla 5.1).

**Tabla 5.1 Análisis químico del metal base sobre el cual se va a depositar el recubrimiento.**

MUESTRA	DATOS	C %	Mn %	Si %	P %	S %
01	Acero ASTM A36	0.123 ± 0.003	0.390 ± 0.005	0.033 ± 0.006	0.0098 ± 0.002	0.010

OBSERVACIONES: Técnica utilizada : Espectrometría de emisión por plasma

**5.2.2 Metal de aporte**

**Tabla 5.2 Análisis químico de aleación Inconel 600**

MUESTRA	DATOS	Ni %	Ta %	Ti %	Co %	Al %	Nb %
02	Inconel 600	72.89 ± 0.90	0.004 ± 0.0005	0.33 ± 0.02	0.004	0.22 ± 0.01	1.912 ± 0.038

Observaciones: técnica utilizada: espectrometría de emisión por plasma

MUESTRA	DATOS	C %	S %	Mn %	Cr %	Fe %	Cu %	P %	Si %
02	Inconel 600	0.013 ± 0.001	0.003	3.10	18.28 ± 0.5	1.42 ± 0.05	0.005	0.018	0.20

Observaciones: técnica utilizada: convencional e instrumental

**Tabla 5.3 Análisis químico de aleación Stellite**

MUESTRA	DATOS	Co %	Cr %	Fe %	W %	Ni %	Si %	O %	K %
03	stellite	55.78	28.68	2.38	4.74	2.54	2.10	3.56	0.22

Observaciones: técnica utilizada: electrones retrodispersados

**Propiedades mecánicas del depósito**

**Tabla 5.4 Inconel 600 \***

Límite de elasticidad Kp/mm <sup>2</sup> (N/mm <sup>2</sup> )	Resistencia a la tracción Kp/mm <sup>2</sup> (N/mm <sup>2</sup> )	Alargamiento (l=5d) %	Resistencia al impacto ISO-V Kpm/cm <sup>2</sup> (Joule) +20°C -196°C	Dureza Brinell
>39 (>380)	>63 (>620)	>35	>10 >8 (>80) (>65)	Aprox. 170

\* Datos del fabricante

**Tabla 5.5 Stellite\***

Resistencia a la tracción Mpa	Resistencia al impacto Mpa	Alargamiento %	Dureza, HRC	Coficiente de dilatación 10 <sup>-6</sup> /K
863	966	<1	43	12.3

\*Datos de tabla, el fabricante no los proporciona

### **5.3 METODOLOGÍA**

#### **5.3.1. Preparación del material sobre el cual se va a depositar el recubrimiento.**

Se obtienen placas de acero con las siguientes dimensiones 200 x 200 x 25 mm, se maquinan en torno hasta que se elimine el óxido de la superficie y se limpian con acetona para depositar el recubrimiento.

#### **5.3.2. Aplicación del recubrimiento**

##### **5.3.2.1 Descripción del proceso de soldadura al arco eléctrico con electrodo metálico revestido (Shielded metal arc welding, SMAW).**

###### **a) Principios de operación eléctrica y metalúrgica**

La soldadura por arco eléctrico con electrodo revestido (SMAW), es un proceso de fusión, que consiste en la formación de un arco entre un electrodo revestido y el metal base. El calor del arco funde la superficie del metal base para formar un charco fundido. El metal y el fundente del electrodo se transfieren a través del arco hacia el charco que se forma y se convierte en el metal de soldadura depositado.

El metal fundido se cubre con la escoria proveniente del revestimiento del electrodo. El arco y el área inmediata quedan envueltos por una atmósfera de gas de protección producida por la desintegración del revestimiento del electrodo. La mayor parte de la varilla metálica del electrodo se transfiere a través del arco, sin embargo, pequeñas partículas escapan del área del soldado en forma de salpicaduras.

###### **b) Circuito de soldadura**

La figura 5.1 muestra el diagrama del circuito para la soldadura por arco eléctrico con electrodo revestido, muestra los cables de soldadura que se utilizan para conducir la

corriente de soldadura, desde la fuente de poder hasta el arco. El cable del electrodo forma un lado del circuito y el cable de trabajo es el otro lado del mismo. Estos están conectados a las terminales de la máquina de soldar. La soldadura puede realizarse con corriente alterna (ca) o (cc) con un electrodo negativo de corriente directa (CDPD), con una polaridad directa o con una polaridad inversa de electrodo positivo (CDPI).

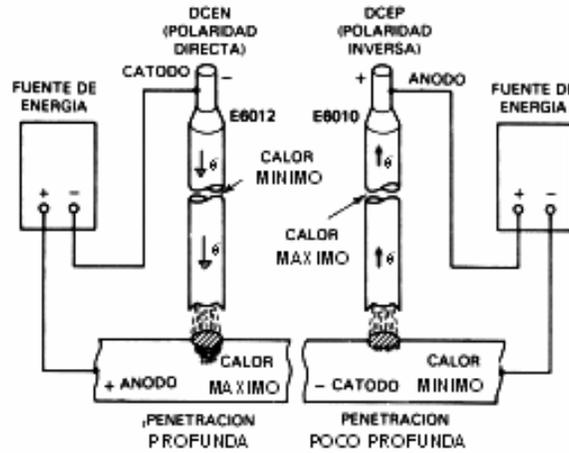


Figura 5.1 Diagrama del circuito de soldadura al arco metálico protegido.

### 5.3.2.2 Aplicación del recubrimiento

La aplicación del recubrimiento se realiza sobre la placa de acero ASTM A36, para ambas aleaciones, Inconel 600 y *Stellite*, se aplica primeramente una capa, luego se sobrepone la segunda capa y posteriormente la tercera capa, se obtienen así placas con una capa, dos capas y tres capas de recubrimiento. En la figura 5.2 se observa el diagrama de aplicación y en la tabla 5.4 se muestran las variables que se controlan durante el proceso de la soldadura.

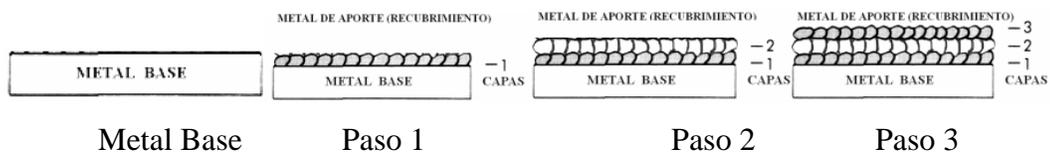


Figura 5.2 Diagrama de aplicación del recubrimiento

**Tabla 5.6 Variables controladas durante el proceso de la soldadura**

No pases	Proceso	Metal de aporte		Corriente		Voltaje
		Tipo AWS	Diámetro	Tipo	Amperes	
1,2,3	SMAW	ECoCr ( <i>Stellite</i> )	3.2 mm	CDPI	120	32 volts
1.2.3	SMAW	ENiCr (Inconel )	3.2 mm	CDPI	95	32 volts

**Nota:** El electrodo se calienta en horno a 70°C durante 1 hora con el fin de eliminar humedad, la temperatura de la placa entre aplicaciones de soldadura es de entre 35 y 40°C. El espesor promedio de una capa aplicada es de 2.5 mm.

### 5.3.3 Obtención de probetas

Una vez que se tiene la aplicación del recubrimiento, se procede a obtener probetas para ensayo de:

- i - Metalografía
- ii - Pruebas de abrasión
- iii - Prueba de impacto
- iv – Tratamiento térmico

#### i – Metalografía

Se cortan 3 probetas de cada aleación de la placa para análisis microscópico con las siguientes dimensiones: 20 x 10 x 6 mm, se desbastan, lijan y pulen, y se atacan químicamente para revelar la estructura, ver tabla 5.5.

**Tabla 5.7 Condiciones de preparación de las probetas para análisis metalográfico**

Aleación	Ataque químico	tiempo	Observaciones
Inconel	Ácido Oxálico	40 s	Electrolítico, 30v, 0.8 Amperes
<i>Stellite</i>	Ácido Oxálico	40 s	Electrolítico, 30v, 0.8 Amperes
Acero	Nital	10 s	Baño

## **ii - Prueba de abrasión**

Se cortan y maquinan probetas con las siguientes dimensiones, 25 x 76 x 12.6 mm, de acuerdo con la norma ASTM G65 – 94, como abrasivo se utiliza arena sílica AFS 50/70, el abrasivo es introducido entre la probeta y un disco metálico recubierto con neopreno que gira durante cinco minutos, obteniéndose 1000 vueltas, esto se repite cinco veces, alcanzando la prueba 5000 vueltas del disco sobre el espécimen, la arena se desplaza a un flujo de entre 0.300 kg./s y 0.400 kg./s, la carga aplicada entre ambas superficies es de 130 N. La probeta se pesa antes y después de cada prueba, para determinar la cantidad de material perdido.

## **iii - Prueba de impacto**

Se cortan y maquinan probetas con las siguientes dimensiones: 55 x 10 x10 mm, para prueba de impacto Charpy de acuerdo con la norma ASTM E 23.

### **5.3.4 Análisis con Difractómetro de rayos x**

Se utilizan probetas de 10mm x 10mm x 5mm, pulidas y atacadas químicamente, para cada material estudiado.

### **5.3.5 Prueba de dureza**

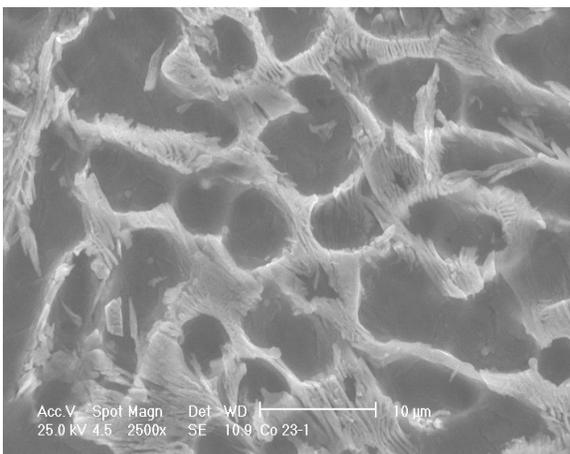
Se realiza prueba de dureza Rockwell B, con un penetrador de bola de 1.6 mm de diámetro, con precarga de 9.8 N y carga final de 98.06 N. La prueba de microdureza Vickers se realiza con penetrador de diamante, la carga aplicada es de 0.0981N durante 10 s.

### **5.3.6 Tratamiento térmico**

El tratamiento térmico se lleva a cabo en un horno a 800<sup>0</sup>C, durante 4 horas y se enfrían las probetas en aceite a temperatura de 20<sup>0</sup>C, este proceso se aplica únicamente a las probetas de Inconel 600, con el objeto de homogenizar la fase y la precipitación de partículas.

# VI

## RESULTADOS Y SU ANALISIS



En este capítulo se presentan los resultados experimentales obtenidos en las pruebas realizadas, incluyen análisis metalográfico con microscopio óptico y electrónico, difractogramas, análisis químicos, así como resultados de dureza, impacto, abrasión y las conclusiones de esta investigación.

### 6.1 Microscopía Óptica

A continuación se muestra el análisis fotográfico realizado con microscopio óptico de las aleaciones Inconel 600, Inconel 600 templado y *Stellite*.

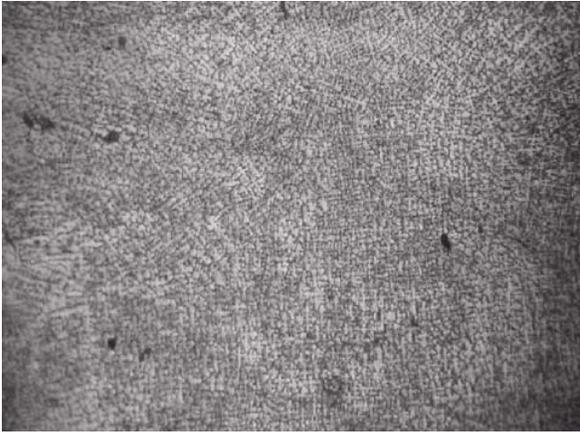


Fig. 6.1 Inconel 600, 1ª capa, 150X.

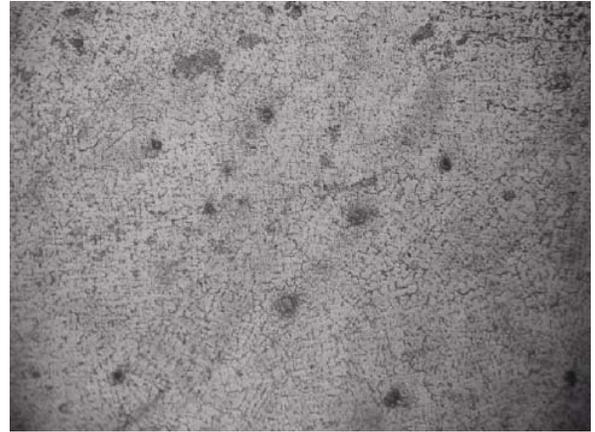


Fig. 6.2 Inconel 600, 2ª capa, 150X.



Fig. 6.3 Inconel 600, 3ª capa, 150X.

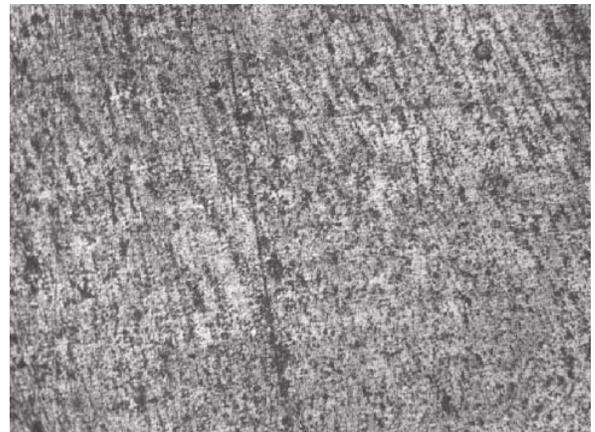


Fig. 6.4 Inconel 600 templado, 2ª capa, 150X.



Fig. 6.5 Inconel 600 templado, 3ª capa, 150X.



Fig. 6.6 *Stellite*, 1ª capa, 150X.

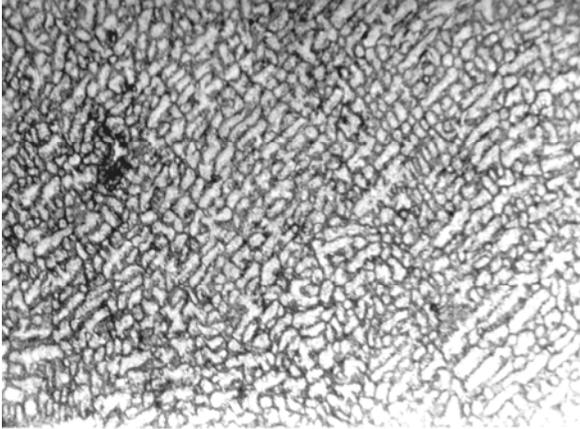


Fig. 6.7 *Stellite*, 2ª capa, 150X.



Fig. 6.8 *Stellite*, 3ª capa, 150X.

#### Análisis:

**Inconel 600:** Como se observa en las figuras 6.1, 6.2, 6.3, la formación de la morfología de superficie va cambiando de tal manera que las dendritas se engrosan conforme se aplican capas de recubrimiento, cuándo aplicamos la tercera capa de recubrimiento obtenemos una superficie dendrítica gruesa con morfología de “escritura china” o “script”.

**Inconel 600 templado:** La superficie observada en las figuras 6.4, 6.5, nos muestran que la superficie va cambiando de tal manera que al aplicar las capas de depósito la morfología que se presenta es de agujas, las cuales se definen mejor al aumentar el espesor del recubrimiento.

**Stellite:** Desde que se aplica la primera capa de recubrimiento, se observa la formación dendrítica (Fig. 6.6), la cual se engruesa conforme se depositan más capas de depósito, finalmente al aplicar la tercera capa obtenemos una morfología de fase conocida como “cubos” (Fig. 6.7, 6.8).

## 6.2 Microscopía electrónica

### 6.2.1 Microscopía electrónica de Inconel 600.

En este punto se presenta el análisis con microscopio electrónico de la aleación Inconel 600.

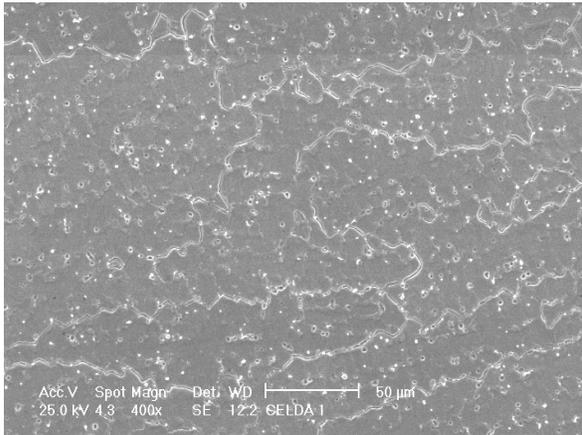


Fig. 6.9 Inconel 600, 1ª capa, 400X.



Fig. 6.10 Inconel 600, 1ª capa, 1000X.

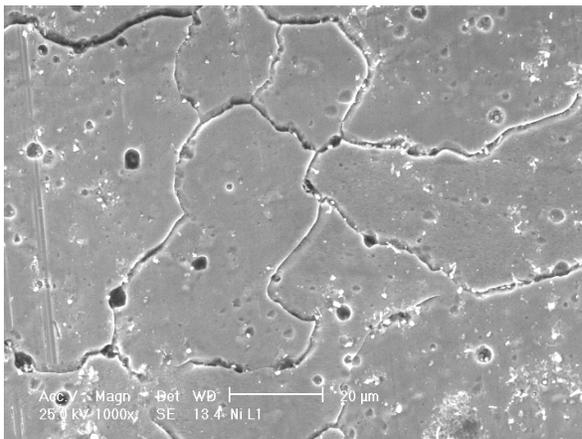


Fig. 6.11 Inconel 600, 1ª capa, 1000X.

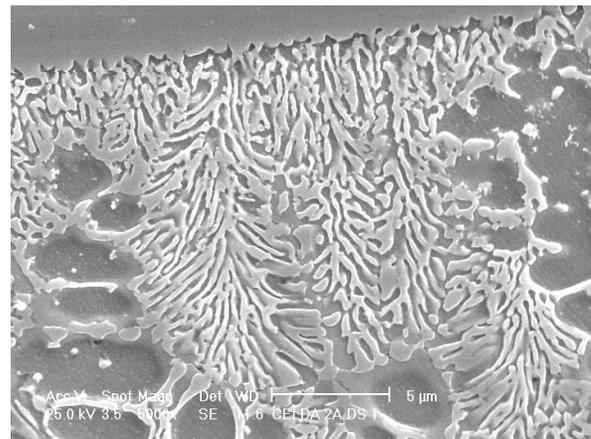


Fig. 6.12 Inconel 600, 1ª capa, 2000X.

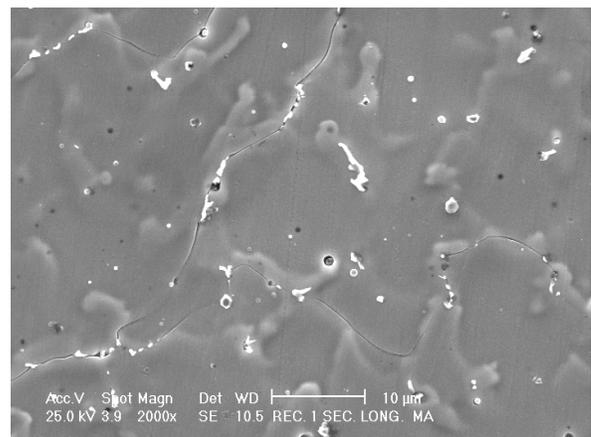
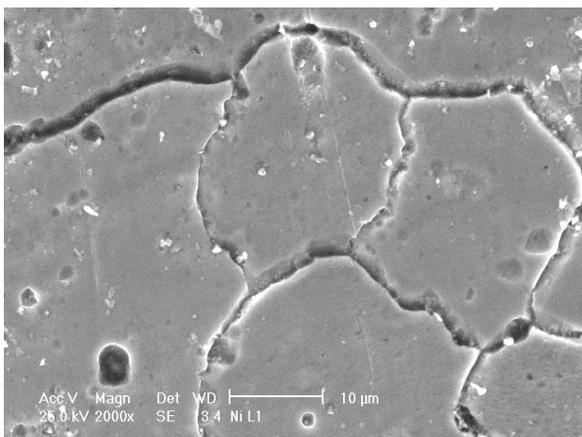


Fig. 6.13 Inconel 600, 1ª capa, 2000X.

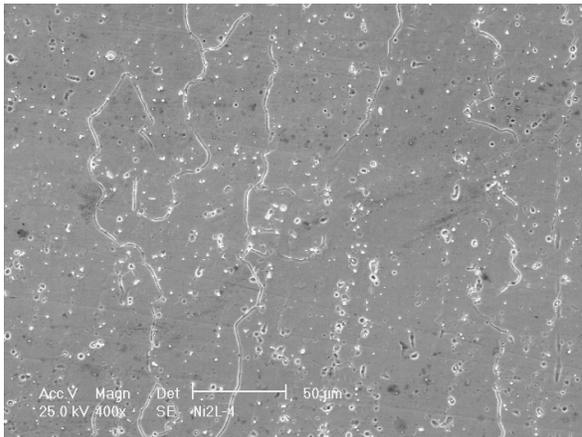


Fig. 6.15 Inconel 600, 2ª capa, 400X.

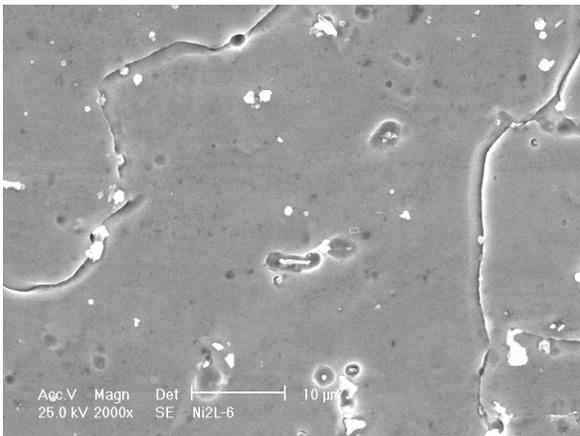


Fig. 6.17 Inconel 600, 2ª capa, 2000X.

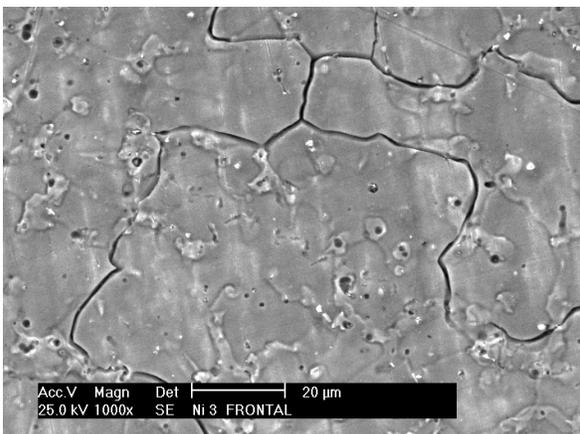


Fig. 6.19 Inconel 600, 3ª capa, 1000X.

Fig. 6.14 Inconel 600, 1ª capa, 5000X.

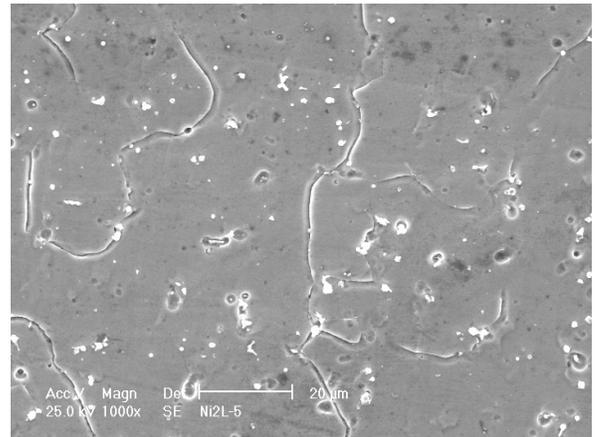


Fig. 6.16 Inconel 600, 2ª capa, 1000X.

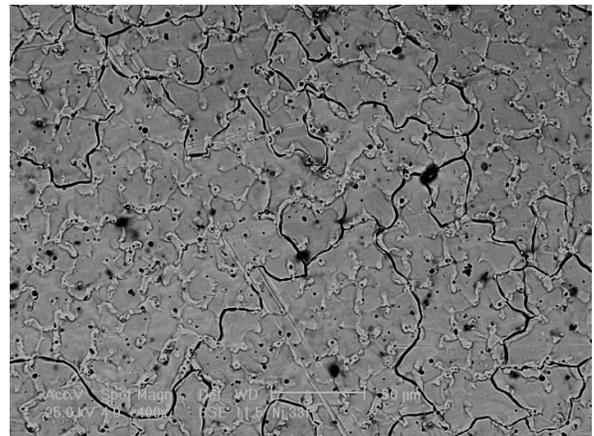


Fig. 6.18 Inconel 600, 3ª capa, 400X.

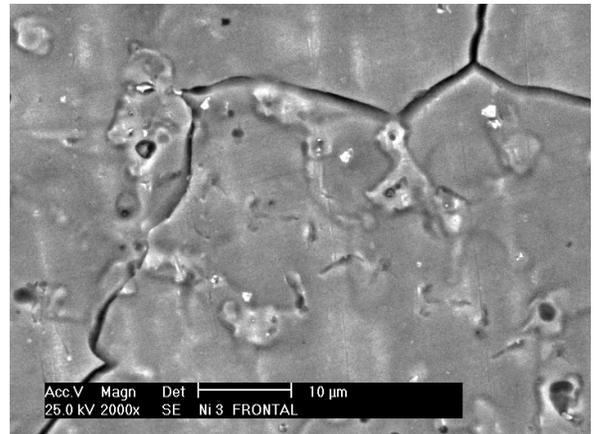


Fig. 6.20 Inconel 600, 3ª capa, 2000X.

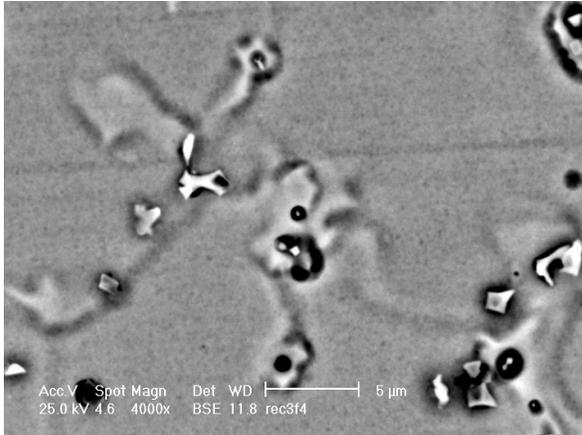


Fig. 6.21 Inconel 600, 3ª capa, 4000X.

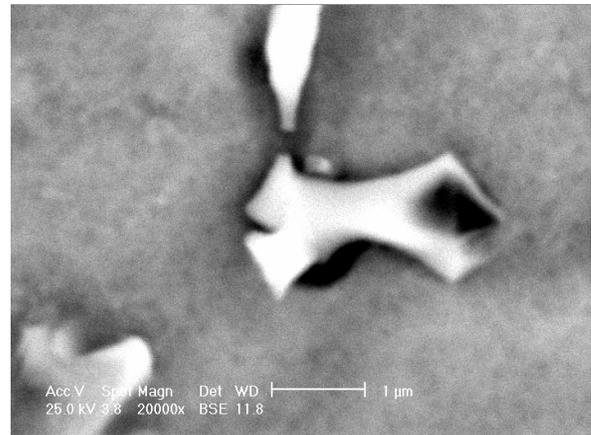


Fig. 6.22 Inconel 600, 3ª capa, 20000X.

#### Análisis:

Inconel 600 primera capa: el tamaño de grano para esta aplicación (Fig. 6.9) es de aproximadamente 245  $\mu\text{m}$ , se observa una distribución uniforme de partículas de niobio en los límites de grano, así como en la matriz de níquel cromo, las partículas son de forma irregular (Fig. 6.14) y no guardan ningún arreglo geométrico. En la figura 6.10 y 6.11 se observa un “lago de niobio” a partir del cual observamos se forman dendritas, por lo cual inferimos que el niobio es un centro nucleador formador de dendritas o fases duras.

Inconel 600 segunda capa: el tamaño de grano en esta capa aplicada (Fig. 6.15) es de aproximadamente 290  $\mu\text{m}$ , se aprecia un arreglo de partículas de niobio en líneas cercanamente paralelas, aunque no es la generalidad, la distribución de las partículas se presenta tanto en los límites de grano como en la matriz, se observa cierta disminución de partículas de niobio con respecto a la primera capa aplicada.

Inconel 600 tercera capa aplicada: el tamaño de grano en esta aplicación es de aproximadamente 290  $\mu\text{m}$  (Fig. 6.18), se observa claramente morfología de fase “script” o “escritura china”, en la figura 6.19 se observa que las partículas de niobio se difundieron con la matriz y no se aprecian tanto en los límites de grano como en la matriz (Fig. 6.20, 6.21), las partículas, que se alcanzan a observar (Fig. 6.22, 6.23), son muy pocas en los límites de grano, son partículas grandes y de forma irregular.

### 6.2.2 Microscopía electrónica de aleación *Stellite*.

Se presenta a continuación el estudio fotográfico de la aleación en la zona observada.

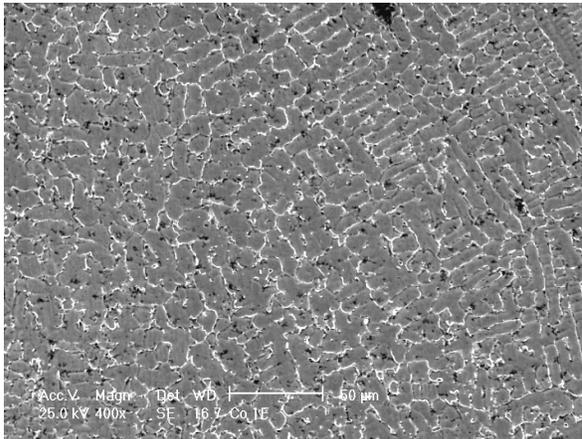


Fig. 6.23 *Stellite*, 1ª capa, 400X.

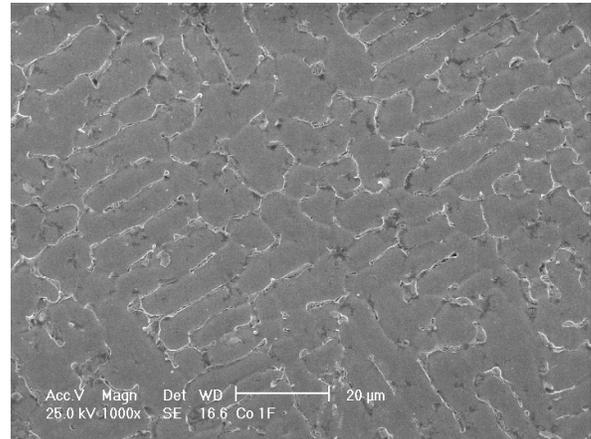


Fig. 6.24 *Stellite*, 1ª capa, 1000X.

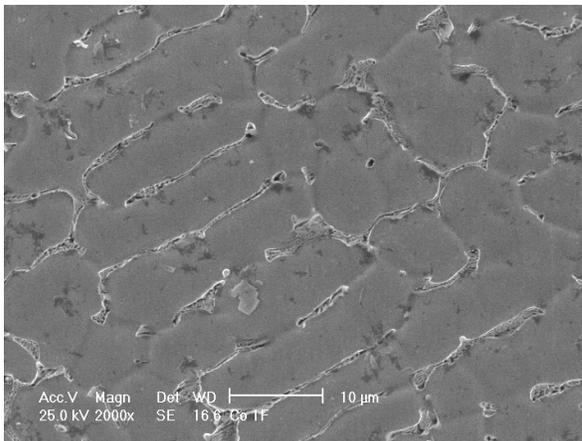


Fig. 6.25 *Stellite*, 1ª capa, 2000X.

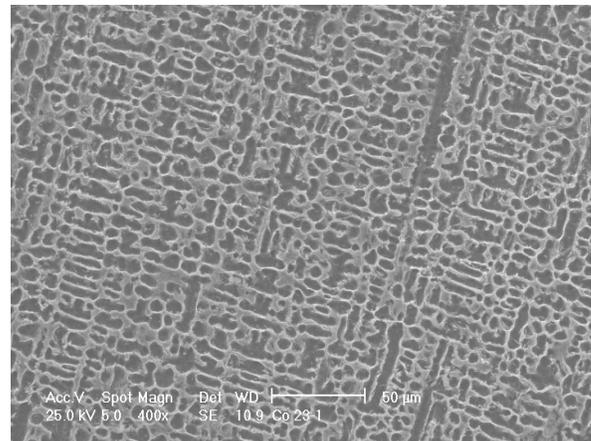


Fig. 6.26 *Stellite*, 2ª capa, 400X.

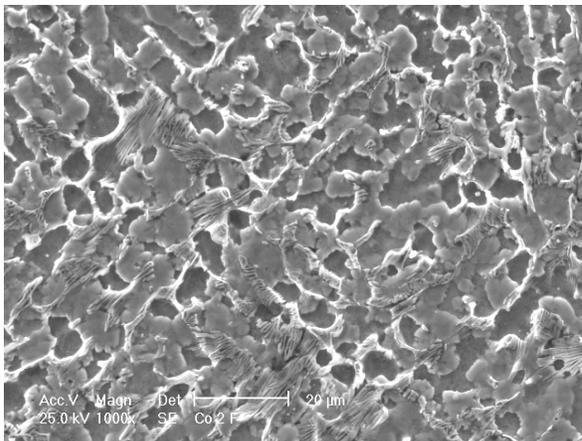


Fig. 6.27 *Stellite*, 2ª capa, 1000X.

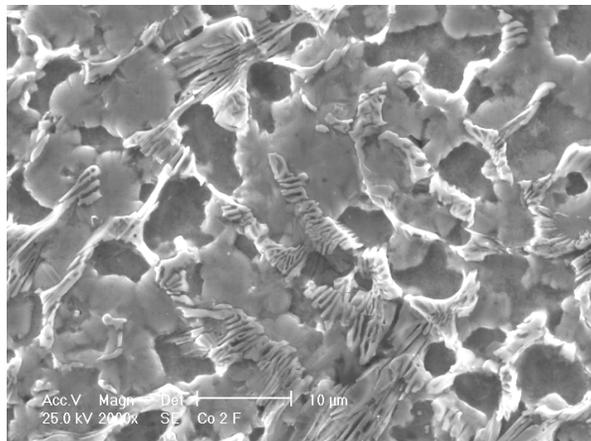


Fig. 6.28 *Stellite*, 2ª capa, 2000X.

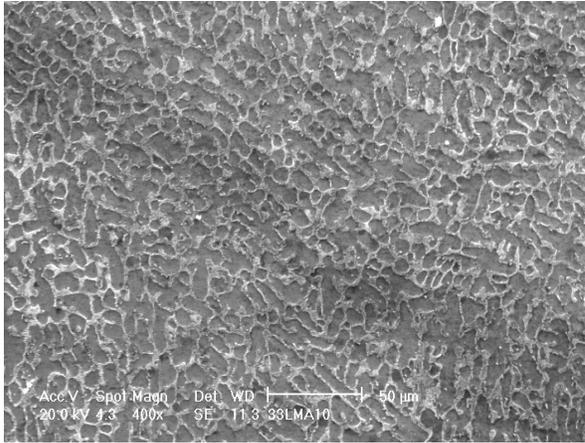


Fig. 6.29 Stellite, 3ª capa, 400X.

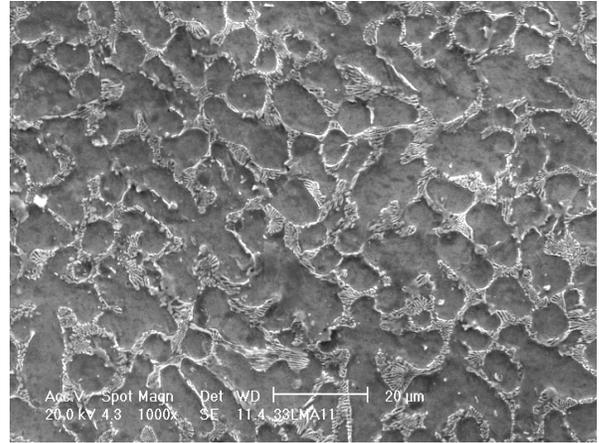


Fig. 6.30 Stellite, 3ª capa, 1000X.

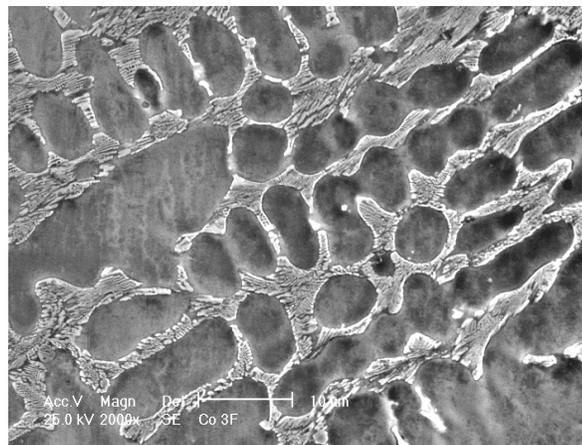


Fig. 6.31 Stellite, 3ª capa, 2000X.

**Análisis:**

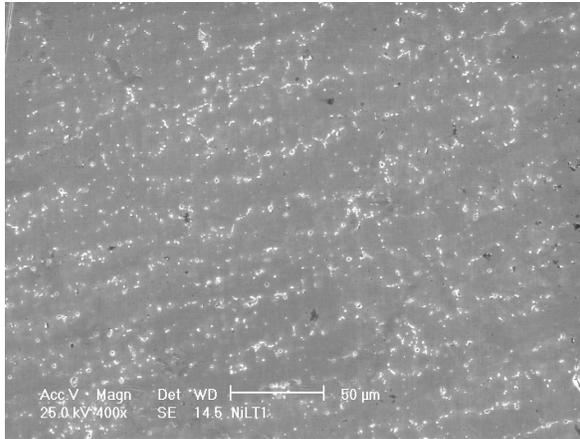
*Stellite* primera aplicación: El tamaño de grano es de aproximadamente 25 μm (Fig. 6.23), se comienzan a formar las estructuras conocidas como “huesos”, constituidas por carburos de cromo, los cuales aún no cierran las celdas y son muy delgados (Fig. 6.24, 6.25).

*Stellite* segunda aplicación: para esta aplicación el tamaño de grano es de aproximadamente 20 μm (Fig. 6.26), las celdas se cierran y se vuelven más gruesas y más pequeñas, se observa como adquieren más definidamente la morfología de “hueso” (Fig. 6.27, 6.28).

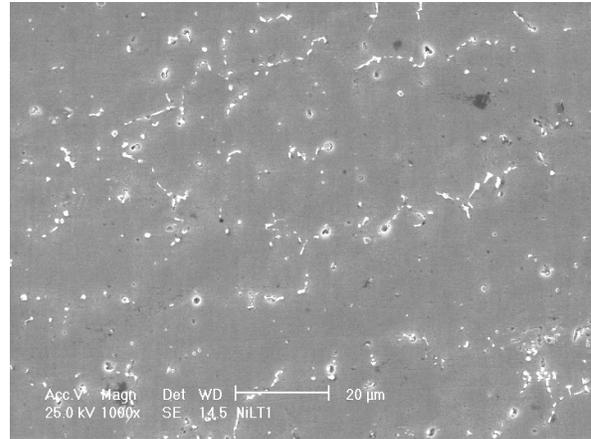
*Stellite* tercera aplicación: En esta aplicación la estructura observada se ha vuelto más densa y empaquetada (Fig. 6.30, 6.31), el tamaño de grano promedio es de aproximadamente 16 μm (Fig. 6.29), la morfología es totalmente de estructura ósea.

**6.2.3 Microscopía electrónica de Inconel 600 templado**

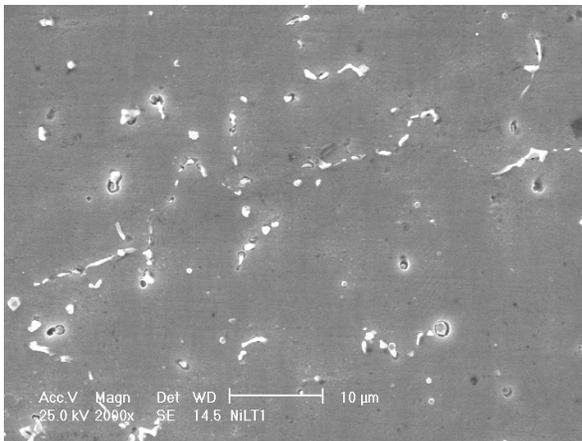
En este punto se presenta el análisis fotográfico de las zonas observadas en la aleación.



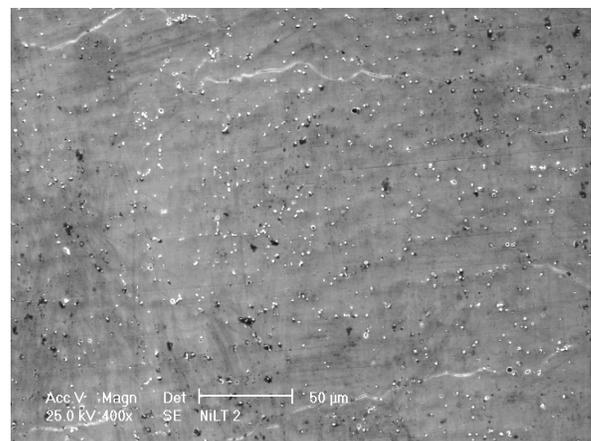
**Fig. 6.32 Inconel templado, 1ª capa, 400X.**



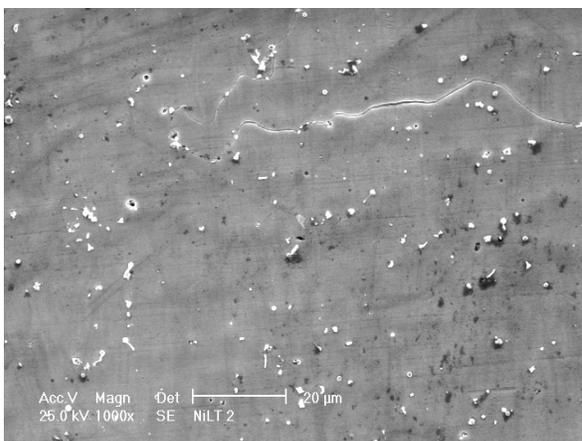
**Fig. 6.33 Inconel templado, 1ª capa, 1000X.**



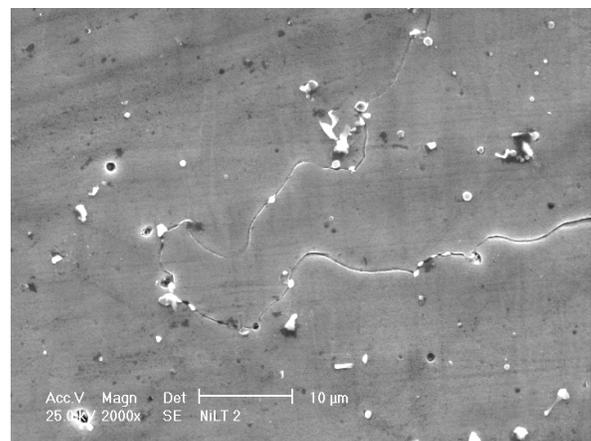
**Fig. 6.34 Inconel templado, 1ª capa, 2000X.**



**Fig. 6.35 Inconel templado, 2ª capa, 400X.**



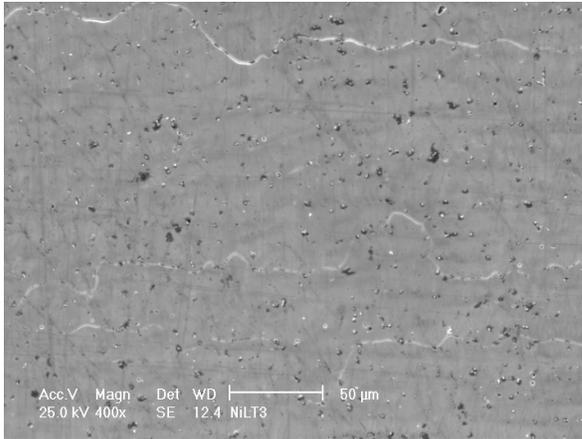
**Fig. 6.36 Inconel templado, 2ª capa, 1000X.**



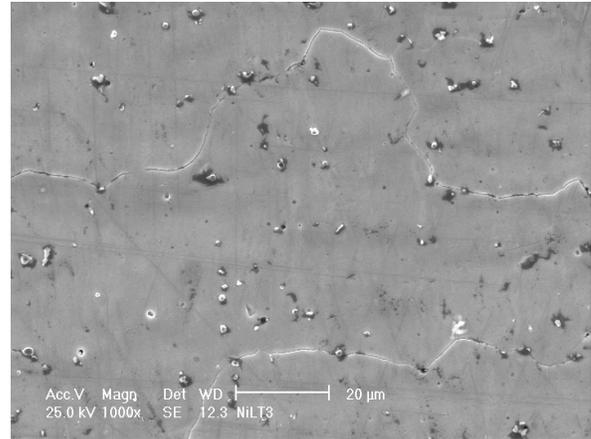
**Fig. 6.37 Inconel templado, 2ª capa 2000X.**

## Capítulo 6

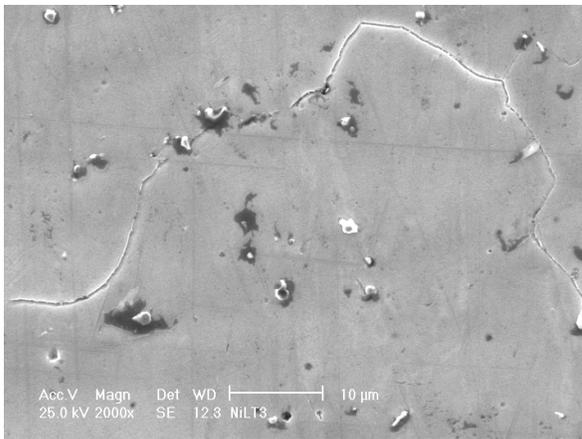
### Resultados y su análisis



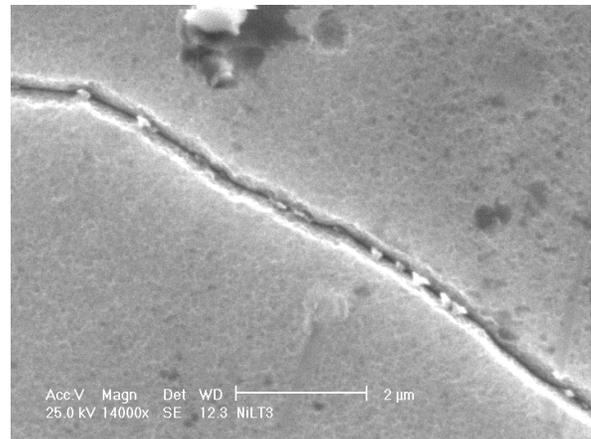
**Fig. 6.38 Inconel templado, 3ª capa, 400X.**



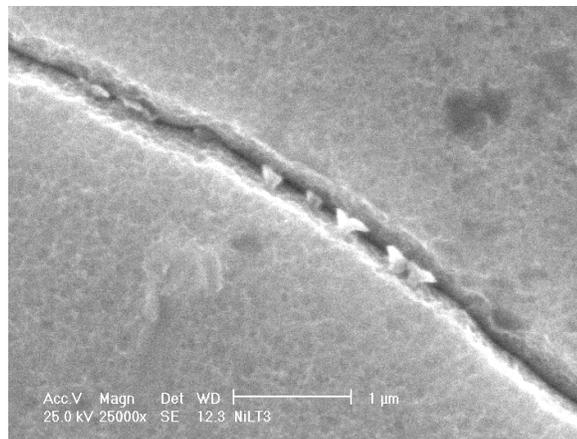
**Fig. 6.39 Inconel templado, 3ª capa 1000X.**



**Fig. 6.40 Inconel templado, 3ª capa 2000X.**



**Fig. 6.41 Inconel templado, 3ª capa 14000X.**



**Fig. 6.42 Inconel templado, 3ª capa 25000X.**

#### Análisis:

Primera aplicación: El tamaño de grano aproximado promedio para esta aplicación es de 208 μm (Fig. 6.32), en este caso se observa que los granos se adelgazan y se alargan, la medida que se obtiene es solamente del largo promedio del grano (Fig. 6.33),

## Capítulo 6

### Resultados y su análisis

Las partículas de niobio se concentran preferencialmente en los límites de grano y muy pocas en la matriz (Fig. 6.34).

Segunda aplicación: el tamaño de grano promedio aproximado es de 200µm (Fig. 6.35), las partículas de niobio se distribuyen tanto en los límites como en la matriz, las partículas más grandes preferentemente se distribuyen en la matriz y las partículas más pequeñas en los límites (Fig. 6.36, 6.37).

Tercera aplicación: en esta aplicación los granos se adelgazan y se alargan aun mas que en las aplicaciones anteriores, el tamaño de grano aproximado es de 230µm (Fig. 6.38), las partículas de niobio se difunden en la matriz y partículas muy finas migran a los límites de grano (Fig. 6.39), solo algunas partículas grandes se encuentran en la superficie (Fig. 6.40), únicamente a grandes aumentos se puede observar algunas partículas muy finas en los límites de grano (Fig. 6.41, 6.42).

#### 6.2.4 Análisis del espectro de rayos X particular para cada elemento en la aleación, en la tercera capa de Inconel 600 templado.

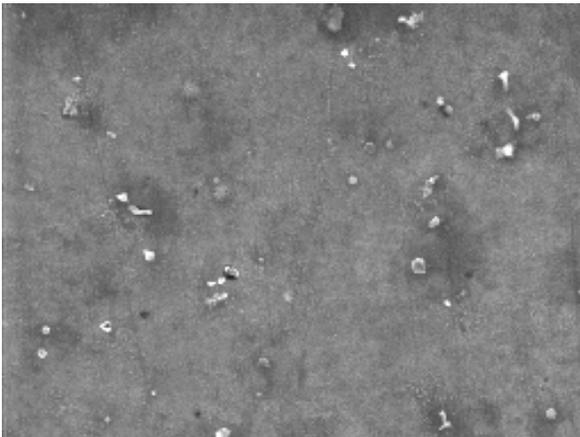


Fig. 6.43 Inconel templado, 3ª capa 400X.

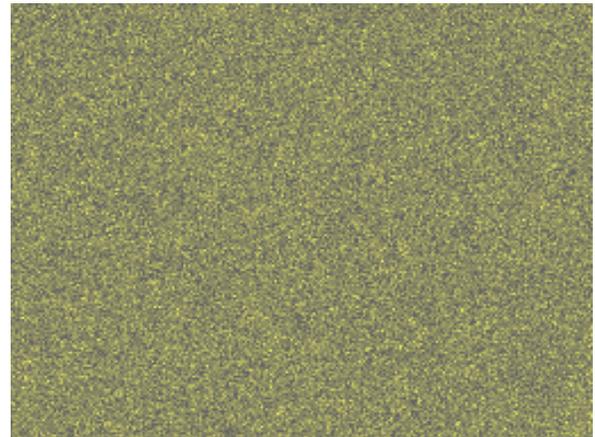


Fig. 6.43a espectro de níquel.

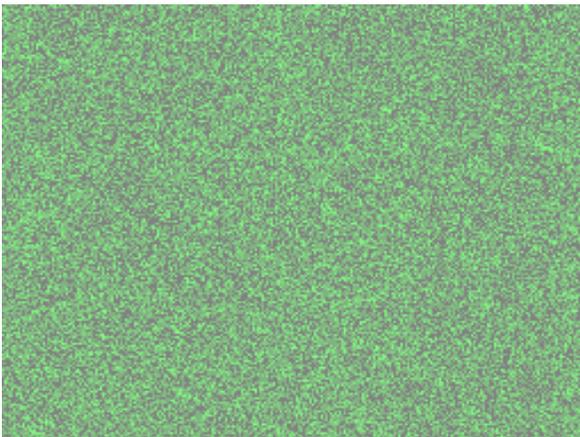


Fig. 6.43b espectro de cromo.

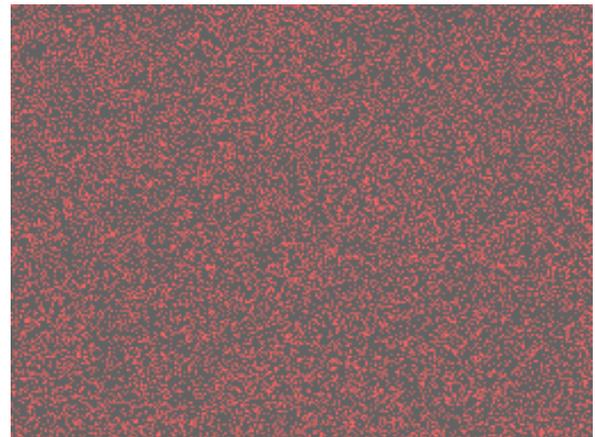


Fig. 6.43c espectro de hierro.

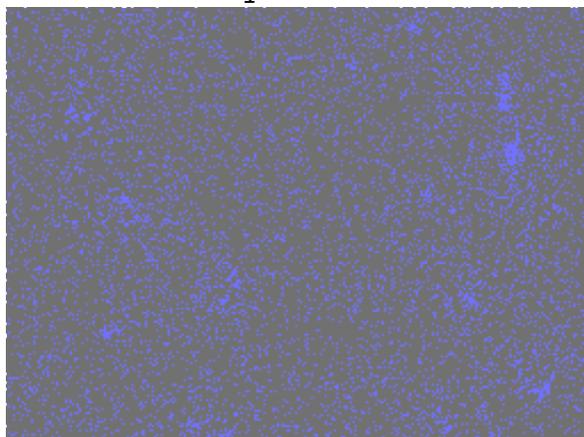


Fig. 6.43d espectro de niobio.



Fig. 6.43e espectro general (mapeo)

**Análisis:**

Cuándo se observa la tercera capa de recubrimiento de Inconel 600 templado, notamos que el niobio se ha difundido casi totalmente en la matriz, para poder determinar la posición en que se encuentran los elementos que componen mayoritariamente la aleación, se utiliza una técnica microscópica conocida como “mapeo”, de esta manera podemos observar la posición que guarda el niobio y los demás elementos homogenizados dentro de la matriz en las figuras 6.43, 6.43a, 6.43b, 6.43c, 6.43d y el análisis general en la figura 6.43e.

**6.3 Análisis químico básico de las zonas observadas en la aleación**

<b>Tabla 6.1 Análisis químico básico de aleación Inconel 600.</b>						
Elemento	1ª capa		2ª capa		3ª capa	
	Porcentaje en peso	Porcentaje en átomos	Porcentaje en peso	Porcentaje en átomos	Porcentaje en peso.	Porcentaje en átomos.
C K	9.72	33.74	14.83	45.22	18.94	52.61
Si K	0.62	0.92	0.47	0.62	0.74	0.88
Nb L	1.64	0.74	1.55	0.61	2.36	0.85
Cr K	14.24	11.42	13.74	9.68	14.2	9.11
Mn K	4.91	3.73	4.92	3.28	5.19	3.15
Fe K	14.94	11.16	11.36	7.45	3.95	2.36
Ni K	53.93	38.3	53.13	33.14	54.63	31.04
Total	100	100	100	100	100	100

**Tabla 6.2 Análisis químico básico de aleación *Stellite*.**

Elemento	1 capa		2 capas		3 capas	
	Porcentaje en peso	Porcentaje en átomos	Porcentaje en peso	Porcentaje en átomos	Porcentaje en peso	Porcentaje en átomos
C K	11.14	36.63	11.57	34.33	14.85	42.18
Si K	1.39	1.96	-	-	-	-
O K	-	-	6.97	15.53	5.67	12.09
Cr K	20.51	15.58	24.62	16.88	22.53	14.78
Fe K	26.21	18.53	12.76	8.15	5.40	3.30
Co K	38.65	25.89	38.58	23.34	43.54	25.21
Ni K	2.10	1.42	1.72	1.04	2.43	1.41
W L	-	-	3.79	0.73	5.57	1.03
Total	100	100	100	100	100	100

**Tabla 6.3 Análisis químico básico de aleación Inconel 600 templado.**

Elemento	1 capa		2 capas		3 capas	
	Porcentaje en peso	Porcentaje en átomos	Porcentaje en peso	Porcentaje en átomos	Porcentaje en peso	Porcentaje en átomos
O K	3.51	11.49	4.12	13.36	4.37	14.02
Nb L	2	1.13	2.51	1.4	2.49	1.38
Cr K	10.63	10.71	14.35	14.3	16.21	16.01
Mn K	3.97	3.79	5.08	4.79	5.51	5.15
Fe K	34.83	32.67	10.29	9.54	10.87	9.99
Ni K	45.07	40.22	63.20	55.78	60.02	52.49
Si K	-	-	0.45	0.83	0.53	0.97
Total	100	100	100	100	100	100

**Análisis**

**Inconel 600:** Dentro del análisis químico del Inconel 600 se observa en la tabla 6.1, la existencia de elementos que aumentan su concentración conforme aumenta el recubrimiento, tenemos así que el cromo, níquel, niobio, silicio, manganeso y carbono aumentan su concentración, mientras que el hierro disminuye la misma.

**Stellite:** en la tabla 6.2 se observa que en la aleación *stellite*, existen elementos los cuales aumentan su concentración conforme la capa de deposito aumenta, los elementos que aumentan su concentración son cromo, carbono, cobalto, níquel y el elemento que disminuye su concentración es el hierro.

**Inconel 600 templado:** El comportamiento químico observado en la aleación Inconel 600 templado, es similar a los casos anteriores, los elementos que aumentan su concentración son niobio, oxígeno , cromo, manganeso, níquel y el que disminuye su concentración es el hierro como se puede ver en la tabla 6.3.

### 6.4 Difractometría de las aleaciones estudiadas

En esta sección se presentan los resultados obtenidos en el análisis con Difractómetro de rayos X.

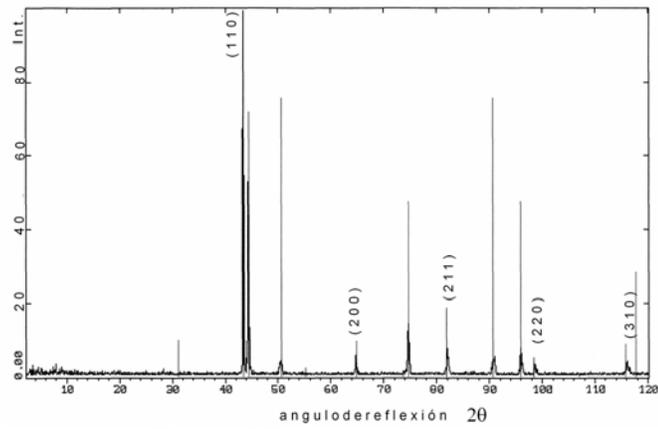


Fig. 6.44 Difractograma Inconel 600

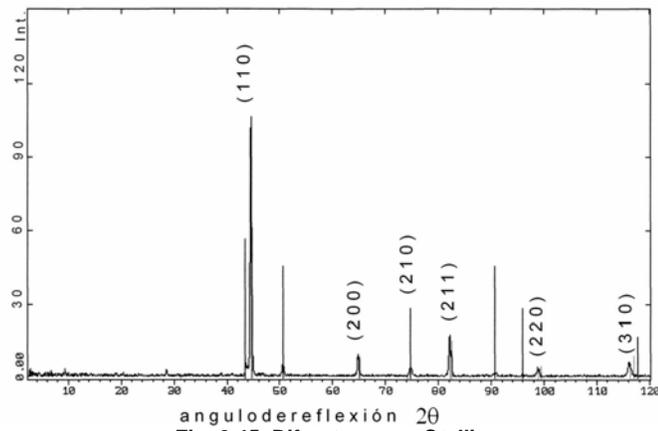


Fig. 6.45 Difractograma Stellite

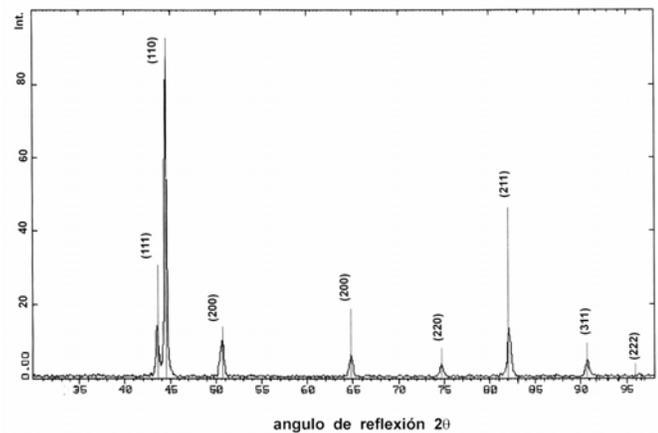


Fig.6.46 Difractograma Inconel 600 templado

Análisis:

En los difractogramas mostrados en las figuras 6.44, 6.45, 6.46, observamos que el mayor ángulo de reflexión es a  $45^\circ$  en los planos 110, la intensidad varía para cada caso, para el Inconel 600 es de  $80 A^\circ$  y  $a = 2.8618 A^\circ$ , *stellite*  $100 A^\circ$  y  $a = 2.857 A^\circ$ , Inconel 600 templado  $85 A^\circ$  y  $a = 2.8618 A^\circ$ , en todos los casos la estructura cristalina es cúbica de cara centrada (fcc).

### 6.5 Prueba de dureza

A continuación, se muestra en la tabla 6.4 los datos de dureza y microdureza obtenidos en los recubrimientos.

Dureza	Carga de prueba N	Metal base (acero)	Recubrimiento			
			Aleación	Primera capa	Segunda capa	Tercera capa
HRB	98.06	38.2	<i>Stellite</i>	65.57	70.67	75.53
			Inconel 600	50	52	54
			Inconel 600 templado	54	62	65
Hv	0.049	207.4	<i>Stellite</i>	557.8	611.38	757.4
			Inconel 600	274.30	305.25	420.17
			Inconel 600 templado	249.066	306.833	445.066

Análisis: Como se puede apreciar en la tabla 6.4 para todos los casos de aplicación del recubrimiento, la dureza así como la microdureza aumentan conforme las capas de recubrimiento van aumentando. Así observamos que en todos los casos la dureza es mayor en la aleación *stellite*, seguida de el Inconel 600 templado y por último el Inconel 600.

### 6.6 Resultados de la prueba de impacto

Aleación				
capas	Acero	Inconel 600	<i>Stellite</i>	Inconel 600 templado
Base	90.24	-	-	-
1	-	118.65	81.812	127.464
2	-	75.032	56.952	90.852

3	-	150.516	60.568	141.024
---	---	---------	--------	---------

Análisis: La aleación que conservó mayor resistencia al impacto fue el Inconel 600 en la tercera aplicación, seguido del Inconel 600 templado en la tercera aplicación y por ultimo el *stellite* en su primera aplicación.

### 6.7 Resultados de la prueba de desgaste abrasivo

<b>Tabla 6.6 Masa perdida en el ensaye de abrasión.</b>						
Peso neto en Kilogramos						
Capas	Peso inicial	1000 rev	2000 rev	3000 rev	4000 rev	5000 rev
Aleación <i>Stellite</i>						
1	0.1799116	0.0011485	0.0020576	0.0029984	0.0037316	0.0047591
2	0.1822258	0.0010185	0.0020027	0.0027463	0.0035504	0.0041432
3	0.1768302	0.0011337	0.0017310	0.0023142	0.0028456	0.0035393
Aleación Inconel 600						
1	0.1681237	0.0016574	0.0029773	0.0043218	0.0055818	0.0066667
2	0.1815035	0.0019723	0.0033386	0.0045591	0.0057441	0.0066417
3	0.1776530	0.0019540	0.0032006	0.0046856	0.0070721	0.0080019
Inconel 600 templado						
1	0.1703078	0.0041776	0.0056081	0.0068630	0.0083197	0.0093888
2	0.1780560	0.0036179	0.0049282	0.0060593	0.0076079	0.0086086
3	0.1760573	0.0076461	0.0089988	0.0103499	0.0117685	0.0125897

<b>Tabla 6.7 Tasa de desgaste abrasivo, g/kg<sup>(1)</sup></b>					
capas	1000 rev	2000 rev	3000 rev	4000 rev	5000 rev
Aleación <i>Stellite</i>					
1	6.3837	11.4367	16.6660	20.7413	26.4524
2	5.5892	10.9902	15.0709	19.4835	22.7366
3	6.4112	9.7891	13.0871	16.0923	20.0152
Aleación Inconel 600					
1	10.9990	18.0160	26.3750	39.8085	45.0423
2	10.8665	18.3941	25.1185	31.6473	36.5927
3	9.8582	17.7090	25.7061	33.2006	39.6535
Aleación Inconel 600 templado					
1	12.9382	21.4375	28.8935	37.5485	43.9005
2	9.1897	16.6322	23.0569	31.8529	37.5369
3	9.6797	17.6341	25.5790	33.9209	38.7499

(1) Tasa de desgaste = masa perdida (g) / masa inicial (Kg.)

Análisis: En la tabla 6.6 se presenta la perdida gradual de peso de las probetas sometidas a desgaste abrasivo, el cual va siendo mayor conforme aumenta el numero de vueltas que el disco metálico de la maquina se desliza en ellas.

## Capítulo 6

### Resultados y su análisis

En la tabla 6.7 se tabulan los datos calculados de la tasa de desgaste cada 1000 revoluciones del disco de la máquina de abrasión, para cada capa de recubrimiento depositada.

<b>Tabla 6.8 Resistencia al desgaste abrasivo, kg/g<sup>(2)</sup></b>					
capas	1000 rev	2000 rev	3000 rev	4000 rev	5000 rev
Aleación Stellite					
1	0.1566	0.0874	0.0600	0.0482	0.0378
2	0.1789	0.0910	0.0664	0.0513	0.0440
3	0.1560	0.1022	0.0764	0.0621	0.0500
Aleación Inconel 600					
1	0.0909	0.0555	0.0379	0.0251	0.0222
2	0.0920	0.0544	0.0398	0.0316	0.0273
3	0.1014	0.0565	0.0389	0.0301	0.0252
Aleación Inconel 600 templado					
1	0.0773	0.0466	0.0346	0.0266	0.0228
2	0.1088	0.0601	0.0434	0.0314	0.0266
3	0.1033	0.0567	0.0391	0.0295	0.0258

(2) Resistencia al desgaste = 1 / Tasa de desgaste

<b>Tabla 6.9 Volumen perdido acumulado, mm<sup>3</sup>(3)</b>					
capas	1000 rev	2000 rev	3000 rev	4000 rev	5000 rev
Aleación Stellite					
1	12.9026	23.1158	33.6850	41.9221	53.4653
2	11.4422	22.4990	30.8529	39.8864	46.5461
3	12.7364	19.4466	25.9985	31.9684	39.7617
Aleación Inconel 600					
1	22.0204	36.0688	52.8038	79.6982	90.1765
2	22.2266	37.6240	51.3782	64.7325	74.8479
3	18.6779	33.5523	48.7040	62.9034	75.1296
Aleación Inconel 600 templado					
1	24.5402	40.6611	54.8030	71.2191	83.2672
2	18.2327	32.9990	45.7458	63.1976	74.4748
3	18.5505	33.7946	49.0207	65.0074	74.2619

(3) V = densidad / masa Densidad Inconel 600 = 8.87 g/cm<sup>3</sup> Densidad Stellite = 8.90 g/cm<sup>3</sup>

Análisis: En la tabla 6.8 se presentan los resultados obtenidos en el cálculo de la resistencia al desgaste, para cada 1000 revoluciones, para todas las capas de recubrimiento sometidas a prueba de abrasión, se observa que la mayor resistencia al desgaste abrasivo lo tiene la aleación *stellite* en la tercera capa aplicada.

En la tabla 6.9 se observa el volumen perdido de material, para cada 1000 revoluciones, en cada capa depositada de la aleación.

<b>Tabla 6.10 Tasa de desgaste abrasivo, mm<sup>3</sup>/m<sup>(4)</sup></b>					
capas	718.16808m	1436.3316m	2154.5042m	2872.6723m	3590.8404m
<i>Aleación Stellite</i>					
1	0.0180	0.0161	0.0156	0.0146	0.0149
2	0.0159	0.0157	0.0143	0.0139	0.0130
3	0.0177	0.0135	0.0121	0.0111	0.0111
<i>Aleación Inconel 600</i>					
1	0.0307	0.0251	0.0245	0.0277	0.0251
2	0.0309	0.0262	0.0238	0.0225	0.0208
3	0.0260	0.0234	0.0226	0.0219	0.0209
<i>Aleación Inconel 600 templado</i>					
1	0.0342	0.0283	0.0254	0.0248	0.0232
2	0.0254	0.0230	0.0212	0.0220	0.0207
3	0.0258	0.0235	0.0228	0.0226	0.0207

(4) Distancia deslizada =  $\pi \times D \times \text{No de Rev.}$  Tasa de desgaste = Volumen perdido (mm<sup>3</sup>) / Distancia deslizada (m)  
 $D_{\text{rueda}} = 22.86 \text{ cm.}$

<b>Tabla 6.11 Resistencia al desgaste abrasivo, m/mm<sup>3</sup> (5)</b>					
capas	718.16808m	1436.3316m	2154.5042m	2872.6723m	3590.8404m
<i>Aleación Stellite</i>					
1	55.6606	62.1366	63.9603	68.5241	67.1620
2	62.7650	63.8400	69.8316	72.0214	77.1459
3	56.3872	73.8604	82.8703	89.8597	90.3090
<i>Aleación Inconel 600</i>					
1	32.6138	39.8221	40.8021	36.0444	39.8201
2	32.3112	38.1761	41.9342	44.3776	47.9752
3	38.4502	42.8088	44.2367	45.6680	47.7953
<i>Aleación Inconel 600 templado</i>					
1	29.2650	35.3246	39.3136	40.3357	43.1243
2	39.3889	43.5266	47.0973	45.4554	48.2155
3	38.7142	42.5019	43.9509	44.1899	48.3538

(5) Resistencia al desgaste = 1 / Tasa de desgaste

Análisis: La tasa de desgaste abrasivo en función del volumen perdido, se presenta en la tabla 6.10, para cada 1000 revoluciones y para todos los casos del depósito.

La resistencia al desgaste abrasivo en función del volumen perdido se presenta en la tabla 6.11, se observa que la mayor resistencia al desgaste la tiene la aleación *stellite* en la tercera capa de recubrimiento aplicado.

## 6.8 DISCUSION DE RESULTADOS

### 1. Microscopía óptica

- Se observa que la morfología superficial de fase va engrosando conforme se depositan capas de recubrimiento, aunque es distinta en cada caso, así tenemos que en Inconel 600 (Fig. 6.3), la morfología presente es del tipo “escritura china”, para el Inconel 600 templado tenemos una morfología del tipo “agujas” (Fig.6.5), en ambos casos la matriz es níquel y las dendritas son ricas en carburos de cromo y niobio.
- En la aleación *Stellite* la morfología superficial es de tipo “cubos” (Fig. 6.8), la estructura dendrítica es gruesa con matriz de cobalto y rica en carburos de cromo, según Silence citado por Cassina [27], sugiere que al aumentar el volumen de partículas duras se incrementa directamente la dureza superficial y la resistencia a la abrasión[16]. En la figura 6.47 se observa el incremento gradual de la dureza y el cambio de la morfología superficial del recubrimiento, al engrosar la morfología superficial, aumenta la dureza.

### 2. Microscopía electrónica

- La precipitación en el Inconel 600 es discontinua localizada, no homogénea, el niobio precipita en forma individual en los límites de grano preferencialmente, la matriz es austenítica. En la figura 6.9 se observa como el niobio precipita en los límites de grano, este elemento tiene la particularidad de aumentar la fase austenítica, formar fases duras (carburos) y proporcionar aumento a la resistencia en caliente.
- En el Inconel 600 templado se observa una reacción de “tipo” martensítica, a través de la cual se obtiene una morfología superficial

denominada como “agujas”, los granos se alargan y adelgazan, los carburos de cromo y niobio que en un principio se orientaban en los límites de grano, se diluyen totalmente en la matriz de níquel que es austenítica, esto trae aparejado un cambio en las propiedades mecánicas, como son la dureza, resistencia a la abrasión y resistencia al impacto [15]. En la figura 6.43 se puede observar que no hay gran cantidad de partículas de niobio en el límite de grano, esto porque se homogenizaron en la matriz después del tratamiento térmico, en la figura 6.43e se observa mediante el espectro de emisión de rayos X la posición que guardan los carburos de niobio en la matriz del recubrimiento.

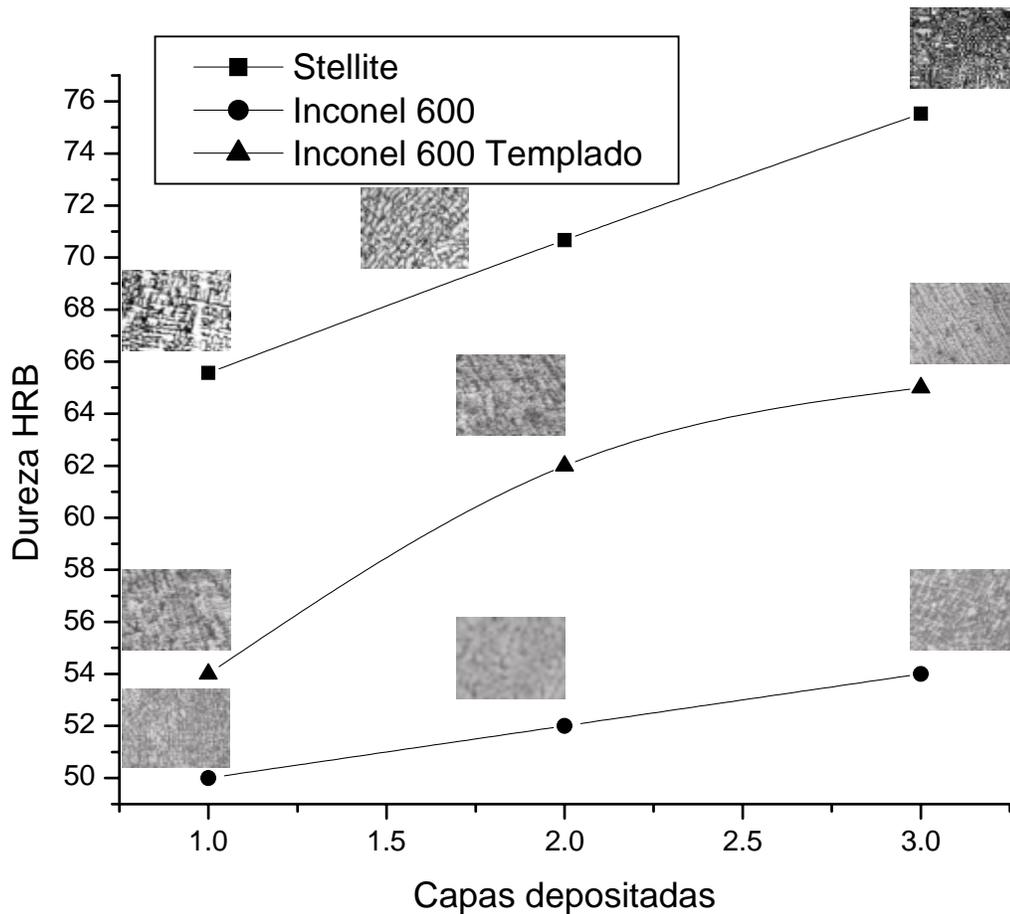


Fig. 6.47 Dureza contra capas depositadas

- En el Inconel 600 con el aumento en el número de capas depositadas, aumenta la dureza, así como el porcentaje de cromo y niobio, con lo cual se forman carburos de cromo y niobio diluidos en la matriz y con esto cambian las propiedades de la aleación [17], se observó que el tamaño de grano no tiene un efecto significativo en las propiedades finales obtenidas. En la figura 6.48 se puede ver que conforme se aumenta la capa depositada hay elementos que van variando su concentración, así tenemos que el níquel que es la matriz aumenta su concentración, el cromo y niobio que son elementos formadores de fases duras también aumentan su concentración y el hierro se va empobreciendo, esto trae como consecuencia que las propiedades de dureza y resistencia a la abrasión aumenten.
- En el recubrimiento con Inconel 600 templado, también se presentan cambios en la concentración de los elementos, conforme aumenta la capa de deposito, así tenemos que, como se muestra en la figura 6.48 el níquel que es la matriz aumenta su concentración hasta 60% en peso, los elementos formadores de fases duras como son el cromo y niobio también aumentan su concentración, mientras que el hierro disminuye, la concentración de estos elementos comparativamente es mayor que en el Inconel 600 sin temple, lo que hace que presente mejores propiedades de dureza y resistencia a la abrasión.

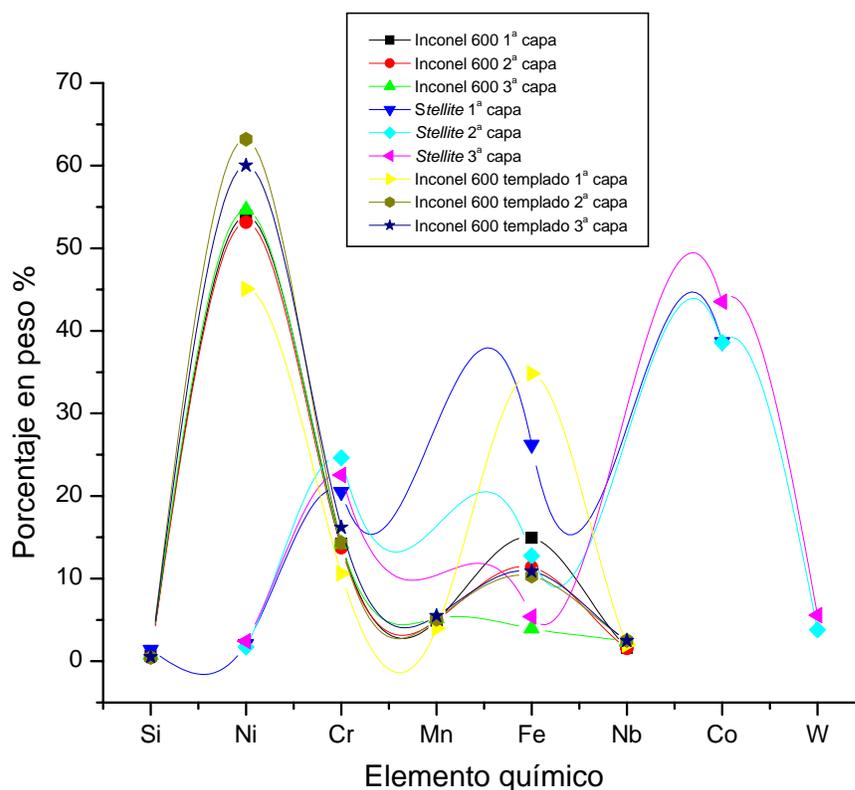


Figura 6.48 Comportamiento de los elementos químicos en las capas de los depósitos de las aleaciones

- En el recubrimiento con la aleación *Stellite* se forman carburos de cromo muy densos conforme aumenta la capa de metal depositado, los cuales forman una red continua densa en los límites de grano (huesos), aumenta el porcentaje de cobalto (matriz) y tungsteno, también aumenta la concentración de cromo y se empobrece en hierro, se mejoran las propiedades finales de la aleación, como son la dureza y resistencia a la abrasión como se puede observar en la Figura 6.48 [ 17, 32 ].

### 3. Difractometría

- La matriz presente principalmente en el Inconel 600 es austenítica, con una estructura cristalina cúbica de cara centrada (fcc), con parámetro de

red  $a = 2,8681\text{Å}$ , planos principales 110, con carburos de cromo primarios (Fig. 6.44) [22].

- En el Inconel 600 templado se tiene una matriz austenítica fcc, con planos principales 110, con un parámetro de red  $a = 2.8681\text{Å}$ , aunque se observa un pico 111, correspondiente a una estructura bcc, con carburos de cromo primarios (Fig. 6.46), las estructuras bcc son más duras y su tasa de desgaste es menor que en las estructuras fcc y hcp, por lo cual esta fase esta reforzando a la matriz austenítica fcc (Bushman y Gupta)[13].
- La aleación *Stellite* presenta una matriz austenítica, con una estructura cúbica de cara centrada y planos 110, carburos de cromo primarios y con parámetro de red  $a = 2.8760\text{Å}$  (Fig. 6.45), los cuales le dan gran dureza superficial al recubrimiento.
- De acuerdo con Vázquez(1994)[51], si se requiere una matriz tenaz para condiciones de impacto y abrasión, es recomendable una estructura austenítica con elementos de aleación que formen carburos de mayor dureza.

#### 4. Resistencia al impacto

- La dureza y la resistencia al impacto, guardan una estrecha relación entre sí, y, con la morfología superficial, que está en función de la precipitación granítica e intergranítica, observamos que aunque la dureza aumenta conforme aumenta el espesor de la capa depositada para cada aleación, el comportamiento de la aleación con respecto a la resistencia al impacto marca una tendencia a disminuir, como podemos observar en la figura 6.49, los valores de dureza mas altos los tenemos en la tercera capa de recubrimiento aplicada, pero se observa también que la resistencia al impacto disminuye, es de hacer notar que en las probetas para la prueba de impacto utilizadas el acero del metal de base tiene un espesor

promedio de 6.2mm para la primera aplicación, en la segunda capa aplicada de recubrimiento el metal de base tiene un espesor promedio de 5mm y en la tercera aplicación es de 3.6mm, es de suponer que el acero esta afectando el comportamiento de la aleación al impacto, pero también los elementos que participan en la aleación, como se vio en la figura 6.48 y en las tablas 6.1, 6.2 y 6.3 en la segunda capa de recubrimiento depositada el porcentaje en peso de hierro es muy cercano, este elemento agrega ductilidad, lo que marca un comportamiento casi homogéneo en las aleaciones, para la tercera capa el hierro disminuye en su concentración pero otros elementos la aumentan, y se observa una diferencia muy marcada en cuanto a la resistencia al impacto en la tercera capa aplicada.

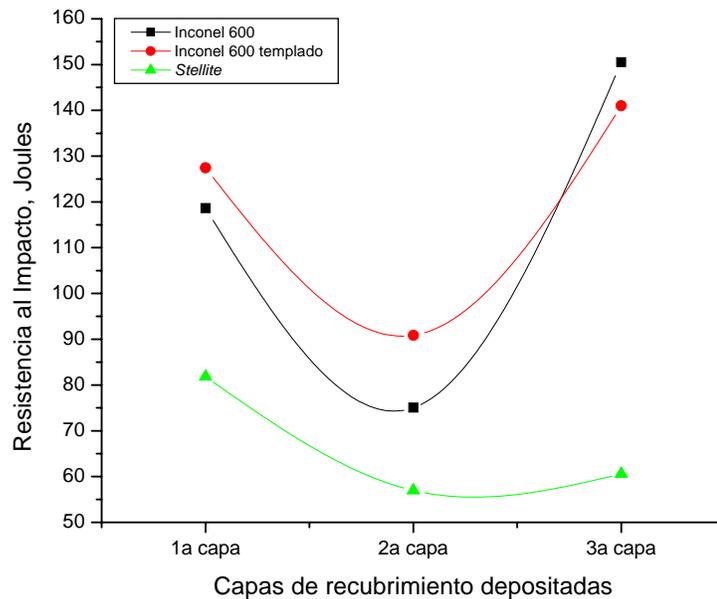


Fig. 6.49 Comportamiento de aleación contra resistencia al impacto

### 5. Resistencia al desgaste

- El comportamiento abrasivo de los recubrimientos aplicados observado, en todos los casos favorece a la aleación *Stellite*, como se muestra en la figura 6.50 y 6.51 donde la tasa de desgaste menor y la mayor resistencia a la

abrasión corresponde a la aleación *Stellite* en el tercer recubrimiento, este comportamiento esta influenciado por las fases(Fig. 6.45), la textura superficial(Fig. 6.8), las partículas sólidas, la dureza(Tabla 6.4), estructura cristalina, microestructura y composición química(Tabla 6.2), de acuerdo con Vázquez (1994)[ ] una buena resistencia a la abrasión esta determinada por una fase dura muy compacta, aunque según B. C. Wu [32], el comportamiento de una aleación de níquel se puede acercar a un comportamiento martensítico, por lo cual puede sustituir a una aleación *Stellite* [34].

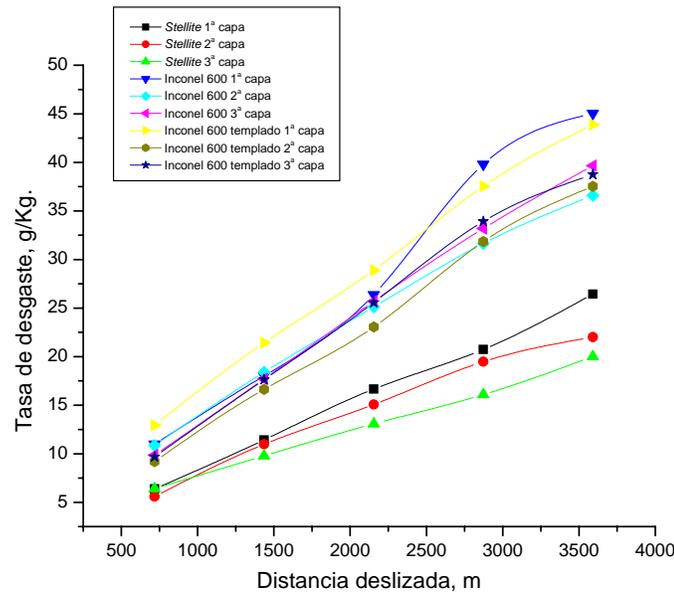


Fig. 6.50 Gráfica de tasa de desgaste contra distancia deslizada

## Capítulo 6

### Resultados y su análisis

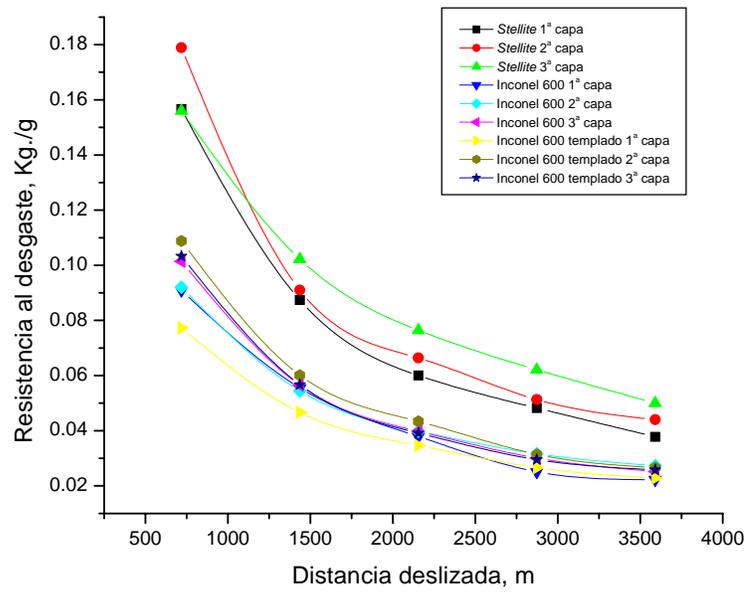


Fig. 6.51 Gráfica de Resistencia al desgaste contra distancia deslizada

## CONCLUSIONES

1. Se comprueba que al engrosar la morfología superficial aumenta directamente la dureza y la resistencia a la abrasión de acuerdo al comportamiento de la curva mostrada en la figura 6.47, este engrosamiento es provocado por el número de capas de revestimiento que se aplican, es decir, en la primera capa depositada las partículas de carburos de niobio y cromo precipitan finamente, al aumentar a 2 y 3 capas de depósito, estos carburos tienden a engrosar y a agrandar la morfología y con ello influenciar el comportamiento de la superficie respecto de la dureza y la resistencia a la abrasión(Shu, Cassina)[50, 28].
2. Para todos los casos, las mejores propiedades respecto de la dureza y resistencia a la abrasión las tiene la 3ª capa depositada, según la figura 6.49, donde se observa que al aumentar la dureza disminuye la resistencia al impacto y en las figuras 6.50 y 6.51 se observa como para la tercera capa depositada la resistencia a la abrasión aumenta (Shu, 1986) [50].
3. En el Inconel 600 la matriz es austenítica, esta fase es influenciada por la presencia de elementos gamagenos como el cromo y niobio, y con carburos de cromo y niobio en el Inconel 600 precipitados en la matriz y en los límites de grano (figuras 6.15, 6.16, 6.44), estas partículas sólidas agregadas en la matriz y los carburos presentes proporcionan dureza y resistencia a la abrasión, (Bushman y Gupta,1991) [13].

4. En el recubrimiento con aleación *Stellite* se forman redes continuas densas de carburos de cromo en los límites de grano, con matriz austenítica, estas redes aportan dureza y resistencia a la abrasión (Fig. 6.47, 6.49, 6.50, 6.51), aunque disminuyen la capacidad de absorber fuerzas de impacto (Bushman y Gupta)[13].
  
5. El comportamiento mecánico que presenta la aleación Inconel 600 templada de acuerdo con BC Wu[32], la acerca a un comportamiento martensítico, como se observa en la figura 6.52, cuánto más se acerca el campo de la austenita a la zona de interfase con la martensita, comienza a tener un comportamiento de tipo martensítico pero sin dejar de ser una fase austenítica [25].

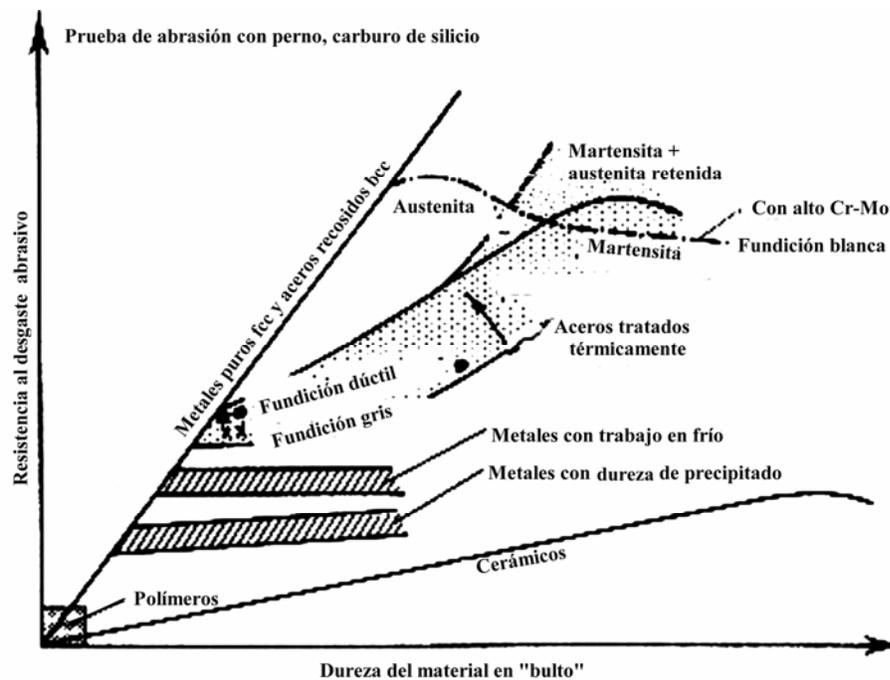


Figura 6.52 Resistencia al desgaste abrasivo de dos cuerpos (1 / tasa de volumen de desgaste) (Hutchings, 1992).



6. Las aleaciones de cobalto que han sido utilizadas en recubrimiento de compuertas, anillos y discos en válvulas de las plantas nucleares, tienen el inconveniente que el desecho del desgaste puede llegar a ser radiactivo después de un bombardeo de neutrones, por lo que el Inconel 600 se presenta como una alternativa para sustituirlo, en base a los resultados obtenidos en la presente investigación.
  
7. Los parámetros analizados en este trabajo de investigación como son: composición química, fases, orientación cristalina, morfología superficial, precipitación de partículas, tamaño de grano, dureza, resistencia a la abrasión, resistencia al impacto, están íntimamente relacionados entre sí, por lo cuál el conocimiento del comportamiento de estos parámetros es importante para la toma de decisión, cuando se requiera hacer la sustitución.
  
8. Otro factor a tomar en cuenta es el precio comercial del *Stellite*, el cual es dos veces el del Inconel 600, con lo cual todavía es mucho más conveniente la sustitución desde el punto de vista costos.



---

## TRABAJOS A FUTURO

1. Sustituir aleaciones estelíticas por aleaciones con base níquel o aleaciones que no causen impacto de activación neutrónica como el cobalto, en ciertos componentes de reactores nucleares en México.
2. Investigar el efecto mecánico - metalúrgico de las partículas precipitadas que provocan el endurecimiento, para aplicarlo en la industria nacional mexicana, agrícola, minero metalúrgica, nuclear, naval, eléctrica, petroquímica, alimenticia.
3. Aplicar y analizar recubrimientos en distintas geometrías de las piezas recubiertas.
4. Desarrollar y estudiar recubrimientos para que soporten alto desgaste y alta temperatura en relación con los precipitados y la aplicación en nuevos materiales base.
5. Realizar pruebas de abrasión húmeda y erosión con partículas sólidas en las aleaciones estudiadas en este trabajo de investigación.
6. Estudiar nuevos métodos de depositación que nos permitan homogenizar más fácilmente la estructura del metal de base con el recubrimiento y con esto mejorar las propiedades mecánicas de los elementos para obtener una mayor vida útil.



## BIBLIOGRAFÍA

1. Albert de Sy et Julien Vidts. *Traité de Métallurgie Structurale*. Éditée par N.I.C.I. GAND. París. 1968.
2. ASM. *Handbook Volume 1, Properties and Selection: Irons, Steels and High-Performance Alloys*. USA 1991.
3. ASM. *Handbook Volume 3, Properties and selection: Stainless Steels, Tool Materials and Special-Purpose Metals*. USA 1985.
4. ASM. *Handbook Volume 4, Heat Treating*. USA 1985.
5. ASM. *Handbook Volume 5, Surface Cleaning, Finishing, and Coating*. USA 1985.
6. ASM. *Handbook Volume 5, Surface Engineering*. USA 1991.
7. ASM. *Handbook Volume 6, Welding, Brazing and Soldering*. USA 1985.
8. ASM. *Handbook Volume 7, Atlas of Microstructures*. USA 1985.
9. ASM. *Handbook Volume 8, Metallography, Structure and Phase Diagrams*. USA 1985.
10. ASM. *Metals Handbook, Desk edition*. American Society For Metals. 1985.
11. ASTM, G65-94 Standard. *Measuring Abrasion Using the Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus*.
12. Avner Sydney H. *Introducción a la Metalurgia Física*. Mc Graw Hill. Segunda Edición 1979.
13. Bharat Bhushan, B. K. Gupta. *Handbook of tribology*. Mc Graw Hill, Inc. 1991.
14. Bohler Thyssen Welding. UTP México, S.A. de C. V. *Catalogo de productos*. 1999.
15. Cahn, R. W. *Physical Metallurgy*. North-Holland Publishing Company. 1977.
16. Castillo M, F. Palacios, A. Márquez, G. Villa, P. Villegas. *Características y Propiedades de recubrimientos con aleación Inconel 600 y Stellite*. *Latin American Journal of Metallurgy and Materials*, Volúmen 21, N° 2 (Diciembre 2001), pp.64-70.
17. Chester T. Sims. *The Superalloys*. John Wiley & Sons, inc. 1972.
18. Colin S Dimbylow. *Bead geometry and properties of Inconel 625 overlays on steel*, *Metal construction*, January 1985, pp. 35-39.



19. De La Torre Cursach Juan M. Metales y Aleaciones Para Elevadas Temperaturas. Editorial Montecurvo. 1964, pp. 151-170.
20. F. Galen Hodge. Nickel and Nickel Alloys. Inter-American Conference on Materials Technology. México. D.F. 1981, pp. 1-10.
21. G. A. Knorovsky, M.J.Cieslak. T. J. Headley, A.D. Romig, Jr., and W. F. Hammetter(1987). Inconel 718: A Solidification Diagram. Metallurgical Transactions, Volume 20A. October 1989, pp. 2149-58.
22. C. Giacovazzo, H. L. Monaco. Fundamentals of Crystallography. Ed. C. Giacovazzo.
23. Harmer E. Davis, George Earl Troxell, Clement T. Wiskocil. Ensaye e Inspección de los Materiales en Ingeniería. C.E.C.S.A. México.1981.
24. Howard B. Cary. Manual de Soldadura Moderna. Prentice Hall Hispanoamericana, S.A. Segunda Edición. 1992.
25. I. M. Hutchings. Tribology: Friction and Wear of engineering Materials. Edward Arnold. A division of Hodder&Stoughton.1992.
26. Ihsan Efeoglu. The Mechanical and Tribological Properties of Ceramic Sputter Ion-Plated Coatings. Ph. D. Thesis. University of Salford. 1993.
27. J. C. Cassina and I.G. Machado. Low–Stress Sliding Abrasion Resistance of Cobalt-Based Surfacing Deposits Welded with Different Processes. Welding Journal, April 1992, pp.133s-136s.
28. J. C. Cassina and J. E. Redman, Welding Journal. 73, 9. 1994.
29. J. H. Yang and X .B. Wang, K/Na-Treated Fe-Cr-C Hardfacing Alloys with High - Impact- Abrasion Resistance, pp.103s-107s.
30. J. J. Kai, G.P. Tsai, M.N. Liu, and S.C. Yao(1988). The effects of Heat Treatment on the Chromium Depletion, Precipitate Evolution, and Corrosion Resistance of Inconel alloy 690, Metallurgical Transactions A, Volume 20A, October 1989, pp. 2057-67.
31. J. Wilson and A. Matteews, J. Houdsen, R. Turner and B. Garside. Surface and Technology, 62 (1993) 600-607.
32. James B. C. Wu and James E. Redman. Hardfacing with Cobalt and Nickel Alloys, Welding Journal, September 1994, pp. 63-68.



33. Kenneth G. Budinski. Hardfacing II-Consumables. Welding Design and Fabrication, August 1986. pp. 42-46.
34. M. Vite, M Castillo, F. Palacios, P. Villegas. Resistance to the Abrasive Wear of the Coating Obtained of Welding by the Technique Shield Welding Arc Deposited on Steel A-36. pp. 43
35. Materials Technology. Volume 15, Number 1. March 200.
36. M. D. Mathew, S. L. Mannan and S. K. Gupta. Influence of Preheat temperature on Stellite Deposits. Welding journal, July 1980, pp. 213s-217s.
37. R. J. Dawson, S. Shewchuk, and J. E. Pritchard. Selection and Use of Hardfacing Alloys. Welding Journal, November 1982. pp15-23.
38. Ramos Watanave Jorge. Curso de soldadura. SEPI-ESIME-IPN.
39. Ravi Menon, New Developments in Hardfacing Alloys, Welding Journal. February 1996, pp.43-49.
40. Recargues por soldadura resistentes a la abrasión. <http://www.Guayanet.com/unexpo/recsol.htm>.
41. Richard A. Harris. Proper Preparation Improves Hardface Performance, Welding Design and Fabrication, April 1998. pp 38-40.
42. Robert E. Reed-Hill. Principios de Metalurgia Física. Compañía Editorial Continental. Primera Edición 1968.
43. SFA-5.01. Filler Metal Procurement Guidelines(AWS-A5.01-78).
44. SFA-5.11. Specification for Nickel and Nickel Alloy Covered Welding Electrodes(AWS-A5.11-76).
45. SFA-5.13. Specification for Solid Surfacing Welding Rods and Electrodes(AWS-A5.13-80).
46. SFA-5.14. Specification for Nickel and Nickel Alloy Bare Welding Rods and Electrodes(AWS-A514-76).
47. SFA-5.21. Specification for Composite Surfacing Welding Rods and Electrodes(AWS-5.21-80).
48. Shackelford James F. Ciencia de Materiales para Ingenieros. Prentice Hall. Tercera edición. 1995.



49. Shimadzu Micro Hardness Tester, Vickers Hardness Number Table, Shimadzu Corporation Kyoto Japan.
50. Suh, N. 1986. Tribophysics. Prentice-Hall. New Jersey, USA. 498 páginas.
51. Vázquez, J. 1994. Elementos de control de desgaste. Universidad Central de Venezuela. [www.geocities.com/Cape\\_canaveral/Lab/749/conts.htm](http://www.geocities.com/Cape_canaveral/Lab/749/conts.htm), Caracas, Venezuela. 21 páginas.
52. Villa y Rabasa Gabriel, Alla Kabatskaia Ivanovna, Hernández Gómez Luis H., Apuntes de Metalurgia de Soldadura. SEPI-ESIME-IPN. 1999.
53. W. H. Dennis. Metallurgy of The Non Ferrous Metals. B.Sc.(London), A.M.I.M.M. Pitman, Second Edition. 1961.
54. Welding Inspection. American Welding Society. Second edition 1980.



---

# APENDICES



# APÉNDICE 1A

**Table 1 Chemical Composition and Density of Cast Nickel-and Cobalt-Base, and Wrought Iron-Base Superalloys**

Alloy Designation	Nominal								Composition, Weight %							Density		
	Ni	Cr	Co	Mo	W	Ta	Cb	Al	Ti	Fe	Mn	Si	C	B	Zr	Other	lb/in <sup>3</sup>	gm/cm <sup>3</sup>
<b>Nickel-Base</b>																		
Alloy 713C	74	12.5	-	4.2	-	-	2.0	6.1	0.8	-	-	-	0.12	0.012	0.10	-	0.286	7.91
Alloy 713LC	75	12.0	-	4.5	-	-	2.0	5.9	0.6	-	-	-	0.05	0.010	0.10	-	0.289	8.00
B-1900	64	8.0	10.0	6.0	-	4.0	-	6.0	1.0	-	-	-	0.10	0.015	0.10	-	0.297	8.22
FORD 406	60	6.0	10.0	1.0	8.5	6.0	2.0	4.5	2.0	-	-	-	0.13	0.018	0.06	-	-	-
IN-100/René 100	60	10/9.5	15.0	1.0	-	-	-	5.5	4.7/4.2	-	-	-	0.18	0.014	0.06	1.0V	0.280	7.75
IN-162	73	10.0	-	4.0	2.0	2.0	1.0	6.5	1.0	-	-	-	0.12	0.020	0.10	-	0.292	8.08
IN-731	67	9.5	10.0	2.5	-	-	-	5.5	4.6	-	-	-	0.18	0.015	0.06	1.0V	0.280	7.75
IN-738	61	16.0	8.5	1.7	2.6	1.7	0.9	3.4	3.4	-	-	-	0.17	0.010	0.10	-	0.293	8.10
IN-792	61	12.4	9.0	1.9	3.8	3.9	-	3.1	4.5	-	-	-	0.12	0.020	0.10	-	0.298	8.25
M22	71	5.7	-	2.0	11.0	3.0	-	6.3	-	-	-	-	0.13	-	0.60	-	0.312	8.63
MAR-M 200	60	9.0	10.0	-	12.0	-	1.0	5.0	2.0	-	-	-	0.15	0.015	0.05	-	0.308	8.53
MAR-M 200(DS)	60	9.0	10.0	-	12.0	-	1.0	5.0	1.5	-	-	-	0.15	0.015	0.05	-	0.305	8.44
MAR-M 246	60	9.0	10.0	2.5	10.0	1.5	-	5.5	1.8	-	-	-	0.15	0.015	0.05	-	0.292	8.08
MAR-M 421	61	15.8	9.5	2.0	3.8	-	2.0	4.3	4.3	-	-	-	0.15	0.015	0.05	-	0.295	8.16
MAR-M 432	50	15.5	20.0	-	3.0	2.0	2.0	2.8	-	-	-	-	0.04	-	-	-	0.296	8.19
NX188(DS)	74	-	-	18.0	-	-	-	8.0	3.3	-	-	-	0.07	0.016	0.04	-	0.286	7.91
RENE' 77	58	14.6	15.0	4.2	-	-	-	4.3	5.0	-	-	-	0.17	0.015	0.03	-	0.295	8.16
RENE' 80	60	14.0	9.5	4.0	4.0	-	-	3.0	2.4	-	-	-	0.08	0.015	-	-	0.290	8.02
SEL	51	15.0	22.0	4.5	-	-	-	4.4	2.5	-	-	-	0.07	0.015	-	-	0.289	8.00
SEL-15	58	11.0	14.5	6.5	1.5	-	0.5	5.4	-	-	-	-	0.12	0.004	1.00	-	0.312	8.63
TAZ-8A	68	6.0	-	4.0	4.0	8.0	2.5	6.0	1.0	-	-	-	0.13	0.020	0.13	0.5Re, 0.4Hf	0.313	8.66
TRW-NASA VIA	61	6.1	7.5	2.0	5.8	9.0	0.5	5.4	3.0	-	-	-	0.07	0.007	0.05	-	0.290	8.02
UDIMET 500	52	18.0	19.0	4.2	-	-	-	3.0	-	-	-	-	0.20	-	1.50	-	0.326	9.02
WAZ-20 (DS)	72	-	-	-	20.0	-	-	6.5	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
<b>Cobalt-Base</b>																		
AR-13	1.0	21.0	58.0	-	11.0	-	2.0	3.5	-	2.5	0.50	-	0.45	-	-	0.1Y	0.305	8.43
AR-213	-	19.0	66.0	-	4.7	6.5	-	3.5	-	-	-	-	0.18	-	0.15	0.1Y	0.307	8.51
AR-215	-	19.0	64.0	-	4.5	7.5	-	4.3	-	-	-	-	0.35	-	0.13	0.17Y	0.306	8.47
FSX-414	10.0	29.0	52.0	-	7.5	-	-	-	-	1.0	-	-	0.25	0.010	-	-	0.300	8.30
MAR-M 302	-	21.5	58.0	-	10.0	9.0	-	-	-	-	-	-	0.85	0.005	0.20	-	0.333	9.21
MAR-M 322	-	21.5	61.0	-	9.0	4.5	-	-	0.75	-	-	-	1.00	-	2.25	-	0.322	8.91
MAR-M 509	10.0	23.5	55.0	-	7.0	3.5	-	-	0.20	-	-	-	0.60	-	0.50	-	0.320	8.85
NASA CoWRe	-	3.0	68.0	-	25.0	-	-	-	1.00	-	-	-	0.40	-	1.00	2.0Re	0.346	9.59
WI-52	-	21.0	63.0	-	11.0	-	2.0	-	-	2.0	0.25	0.25	0.45	-	-	-	0.321	8.88
X-40/X-45	10.5	25.5	54.0	-	7.5	-	-	-	-	-	0.75	0.75	0.50/0.25	-	-	-	0.311	8.60
<b>Iron-Base Wrought Alloys</b>																		
INCOLOY Alloy 901	42.5	12.5	-	5.7	-	-	-	0.2	2.8	36.0	0.10	0.10	0.05	0.015	-	-	0.297	8.22
A-286	26.0	15.0	-	1.3	-	-	-	0.2	2.0	53.6	1.35	0.50	0.05	0.015	-	-	0.286	7.91
Discaloy	26.0	13.5	-	2.7	-	-	-	0.1	1.7	54.3	0.90	0.80	0.04	0.005	-	-	0.288	7.97
N-155	20.0	21.0	20.0	3.0	2.5	-	1.0	-	-	30.3	1.50	0.50	0.15	-	-	-	0.296	8.19
V-57	27.0	14.8	-	1.25	-	-	-	0.25	3.0	52.0	0.35	0.75	0.08	0.010	-	0.50V	0.287	7.94
	<u>Ni</u>	<u>Cr</u>	<u>Co</u>	<u>Mo</u>	<u>W</u>	<u>Ta</u>	<u>Cb</u>	<u>Al</u>	<u>Ti</u>	<u>Fe</u>	<u>Mn</u>	<u>Si</u>	<u>C</u>	<u>B</u>	<u>Zr</u>	<u>Other</u>	<u>lb/in<sup>3</sup></u>	<u>gm/cm<sup>3</sup></u>



# APÉNDICE 1A

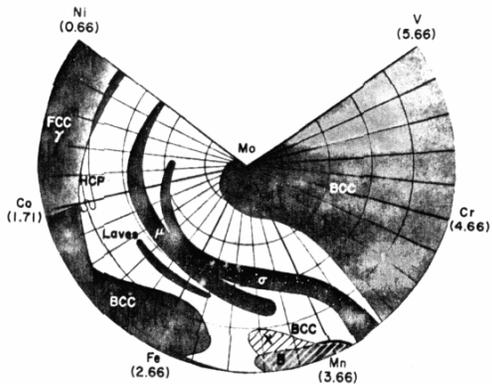
**Table 2 Chemical Composition and Density of Wrought Nickel-and Cobalt-Base Superalloys**

Alloy Designation	Nominal								Composition, Weight %							Density		
	Ni	Cr	Co	Mo	W	Ta	Cb	Al	Ti	Fe	Mn	Si	C	B	Zr	Other	lb/in <sup>3</sup>	gm/cm <sup>3</sup>
<b>Nickel-Base</b>																		
Astroloy	55.1	15.0	17.0	5.25	-	-	-	4.0	3.5	-	-	-	0.06	0.030	-	-	0.286	7.91
D-979	45.0	15.0	-	4.0	4.0	-	-	1.0	3.0	27	-	-	0.05	0.010	-	-	0.296	8.19
Hastelloy alloy X	47.3	22.0	1.5	9.0	0.6	-	-	-	-	18.5	0.50	0.50	0.10	-	-	-	0.297	8.22
Inconel alloy 600	76.6	15.8	-	-	-	-	-	-	-	7.2	0.20	0.20	0.04	-	-	-	0.301	8.33
Inconel alloy 601	60.7	23.0	-	-	-	-	-	-	-	14.1	0.50	0.25	0.05	-	-	-	0.291	8.04
Inconel alloy 625	61.1	22.0	-	9.0	-	-	4.0	0.2	0.2	3.0	0.15	0.30	0.05	-	-	-	0.305	8.44
Inconel alloy 706	41.5	16.0	0.5	0.5	-	-	2.9	0.2	1.75	40.0	0.18	0.18	0.03	-	-	-	0.292	8.08
Inconel alloy 718	53.0	18.6	-	3.1	-	-	5.0	0.4	0.9	18.5	0.20	0.30	0.04	-	-	-	0.296	8.19
Inconel alloy X-750	73.0	15.0	-	-	-	-	0.9	0.8	2.5	6.8	0.70	0.30	0.04	-	-	-	0.300	8.30
IN-102	67.9	15.0	-	3.0	3.0	-	3.0	0.4	0.6	7.0	-	-	0.06	0.005	0.03	0.02Mg	0.309	8.55
IN-587	47.2	28.5	20.0	-	-	-	0.7	1.2	2.3	-	-	-	0.05	0.003	0.05	-	0.292	8.08
IN-597	48.4	24.5	20.0	1.5	-	-	1.0	1.5	3.0	-	-	-	0.05	0.012	0.05	0.02Mg	0.291	8.04
IN-853	74.6	20.0	-	-	-	-	-	1.5	2.5	-	-	-	0.05	0.007	0.07	1.3Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	0.292	8.09
M-252	55.2	20.0	10.0	10.0	-	-	-	1.0	2.6	-	0.50	0.50	0.15	0.005	-	-	0.298	8.25
Nimonic alloy 75	78.8	20.0	-	-	-	-	-	-	0.4	-	0.10	0.70	0.01	-	-	-	0.302	8.37
Nimonic alloy 80A	74.7	19.5	1.1	-	-	-	-	1.3	0.4	-	0.10	0.70	0.06	-	-	-	0.297	8.22
Nimonic alloy 90	57.4	19.5	18.0	-	-	-	-	1.4	2.4	-	0.50	0.70	0.07	-	-	-	0.296	8.18
Nimonic alloy 105	53.3	14.5	20.0	5.0	-	-	-	1.2	4.5	-	0.50	0.70	0.20	-	-	-	0.289	7.99
Nimonic alloy 115	57.3	15.0	15.0	3.5	-	-	-	5.0	4.0	-	-	-	0.15	-	-	-	0.284	7.85
Nimonic alloy PE.11	39.0	18.0	1.0	5.25	-	-	-	0.85	2.35	33.5	-	-	0.05	-	-	-	0.290	8.02
Nimonic alloy PE.16	43.5	16.5	1.0	3.3	-	-	-	1.2	1.2	33.0	0.10	0.15	0.05	0.020	-	-	0.290	8.02
Nimonic alloy PK.33	55.9	18.5	14.0	7.0	-	-	-	2.0	2.0	0.25	0.10	0.15	0.05	0.030	-	-	0.297	8.21
Nimonic alloy 120	63.8	12.5	10.0	5.7	-	-	-	4.5	3.5	-	-	-	0.04	-	-	-	0.287	7.95
Nimonic alloy 942	49.5	12.5	1.0	6.0	-	-	-	0.6	3.9	27.5	-	-	0.03	-	-	-	0.293	8.12
Pyromet 860	43.0	12.6	4.0	6.0	-	-	-	1.25	3.0	30.0	0.05	0.05	0.05	0.010	-	-	0.297	8.23
RA-333	45.0	25.5	3.0	3.0	3.0	-	-	-	-	18.0	1.50	1.20	0.05	-	-	-	0.298	8.25
Rene 41	55.3	19.0	11.0	10.0	-	-	-	1.5	3.1	-	-	-	0.09	0.005	-	-	0.298	8.25
Rene 95	61.3	14.0	8.0	3.5	3.5	3.5	-	3.5	2.5	-	-	-	0.15	0.010	0.05	-	0.297	8.23
TD Nickel	98.0	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	2.0ThO <sub>2</sub>	0.322	8.90
TD NiC	78.0	20.0	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	2.0ThO <sub>2</sub>	0.306	8.41
Udimet 500	53.6	18.0	18.5	4.0	-	-	-	2.9	2.9	-	-	-	0.08	0.006	0.05	-	0.290	8.02
Udimet 520	56.9	19.0	12.0	6.0	1.0	-	-	2.0	3.0	-	-	-	0.05	0.005	-	-	0.297	8.22
Udimet 700	53.4	15.0	18.5	5.2	-	-	-	4.3	3.5	-	-	-	0.08	0.030	-	-	0.286	7.91
Udimet 710	54.9	18.0	15.0	3.0	1.5	-	-	2.5	5.0	-	-	-	0.07	0.020	-	-	0.292	8.08
Unitemp AF2-1DA	59.5	12.0	10.0	3.0	6.0	1.5	-	4.6	3.0	-	-	-	0.32	0.015	0.10	-	0.289	7.99
Waspaloy	58.3	19.5	13.5	4.3	-	-	-	1.3	3.0	-	-	-	0.08	0.006	0.06	-	0.296	8.19
<b>Cobalt-Base</b>																		
CM-7	15.0	20.0	48.0	-	15.0	-	-	0.5	1.3	-	-	-	0.10	-	-	-	0.327	9.05
Haynes alloy No.188	22.0	22.0	39.2	-	14.0	-	-	-	-	1.5	0.75	0.40	0.10	-	-	0.08La	0.330	9.13
L-605	10.0	20.0	52.9	-	15.0	-	-	-	-	-	1.50	0.50	0.10	-	-	-	0.330	9.13
MAR-M 918	20.0	20.0	52.0	-	-	7.5	-	-	-	-	-	-	0.05	-	-	-	0.320	8.86
S-816	20.0	20.0	42.0	4.0	4.0	-	4.0	-	-	4.0	1.2	0.40	0.38	-	-	-	0.310	8.59
TD Co	20.0	18.0	60.0	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	2.0ThO <sub>2</sub>	0.311	8.61
UMCO-50	-	28.0	51.0	-	-	-	-	-	-	21.0	-	-	0.10	-	-	-	0.291	8.06
	<u>Ni</u>	<u>Cr</u>	<u>Co</u>	<u>Mo</u>	<u>W</u>	<u>Ta</u>	<u>Cb</u>	<u>Al</u>	<u>Ti</u>	<u>Fe</u>	<u>Mn</u>	<u>Si</u>	<u>C</u>	<u>B</u>	<u>Zr</u>	<u>Other</u>	<u>lb/in<sup>3</sup></u>	<u>gm/cm<sup>3</sup></u>

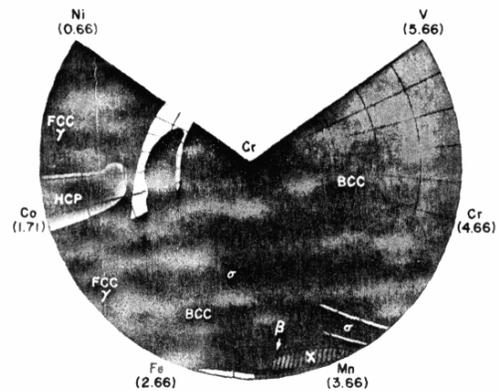


---

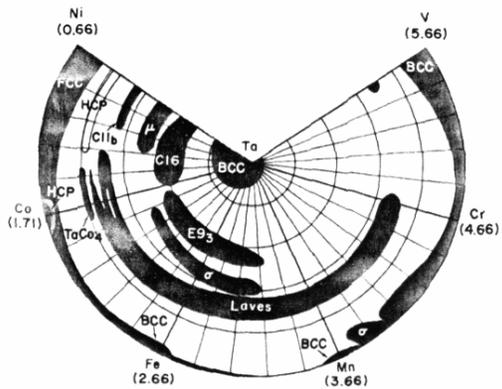
# APÉNDICE 1B



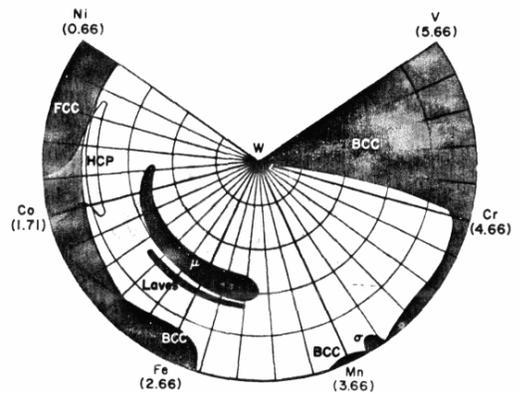
Polar phase diagram of molybdenum versus first long-period elements.



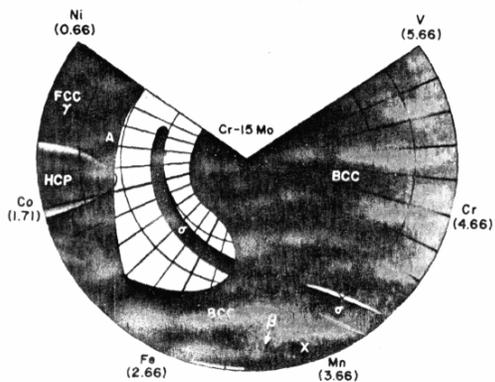
Polar phase diagram of chromium versus first long-period elements.



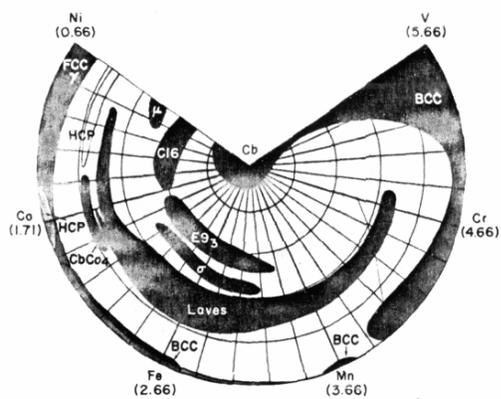
Polar phase diagram of tantalum versus first long-period elements.



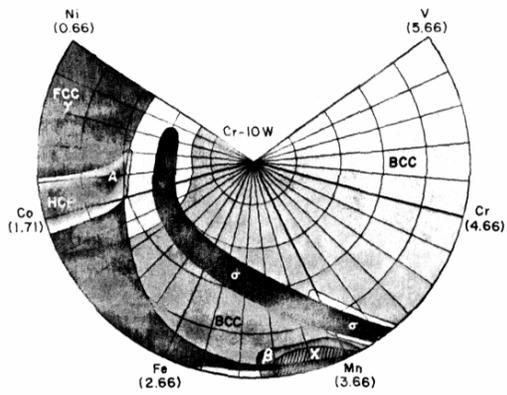
Polar phase diagram of tungsten versus first long-period elements.



Polar phase diagram of Cr-15Mo alloy versus first long-period elements.



Polar phase diagram of columbium versus first long-period elements.



Polar phase diagram of Cr-10W alloy versus first long-period elements.



---

# ANEXOS



UNIVERSIDAD DEL  
VALLE DE MEXICO

6 de febrero de 2002

**DICTAMEN OFICIAL:**

Por medio de la presente tenemos el agrado de hacer de su conocimiento que el Comité de Evaluación, después de haber analizado su resumen:

***Estudio Mecánico Metalúrgico de Aleación Inconel 600 y Estellaite-***

**Martin D. Castillo, Francisco Palacios, Gabriel Villa, Héctor Hernández, Guillermo Urriolagoitia.**  
ESIME - IPN, ININ

**Dictamina:**

- Aprobado para presentación oral.
- Fecha y hora de exposición serán informadas oportunamente.
- Solicitamos proceder al envío in extenso del artículo.

Atentamente,

**Dr. Pedro Tamayo Meza**  
**PRESIDENTE IBEROMET VII**  
**[patamayo@prodigy.net.mx](mailto:patamayo@prodigy.net.mx)**  
**FACULTAD DE TECNOCIENCIAS**



Reconocimiento Global de Validez Oficial de Estudios Publicado el

25 de febrero de 1988 en el Diario Oficial de la Federación Acuerdo No. 131



## REVISTA LATINOAMERICANA DE METALURGIA Y MATERIALES

(Latin American Journal of Metallurgy and Materials)  
ISSN 0255-6952, VOLUMEN 21, N° 2 (Diciembre 2001)

### CONSEJO DIRECTIVO / DIRECTIVE COUNCIL

Presidente: Dr. Seung-Am Cho  
Ingeniero Carlos E. León-Sucre  
Profesor Julio César Ohep  
Dr. José Manuel Pastrana

### JUNTA DE EDITORES / EDITORIAL BOARD

#### Personal Editor / Staff Editors

#### Editor Jefe/ Editor in Chief

Dr. JOAQUIN LIRA-OLIVARES  
Departamento de Ciencia de los Materiales  
Universidad Simón Bolívar  
Caracas, Venezuela.

#### Editor Gerente/ Managing Editor

Prof. FREDDY J. ARENAS GÓMEZ  
Dpto. de Tecnología de los Materiales  
Instituto Universitario de Tecnología - Región Capital  
Apartado 40347. Caracas 1040 - A. Venezuela.

#### Redactores Asociados / Associate Editors

Dr. MARIANO VELEZ  
Prof. OMAR QUINTERO  
Dr. OSWALDO HILDERS  
Dr. MILTON MANRIQUE  
Dra. CRISTINA GRIGORESCU  
Dr. VICTOR OPPELTZ

#### Editores Regionales / Regional Editors

Dr. MANFRED AHLERS (Argentina)  
Dr. JOSÉ R. C. GUIMARAES (Brasil)  
Dr. SAUL J. ESCALERA (Bolivia)  
Dr. ALVARO MORALES (Colombia)  
Dr. GERARDO ROJAS MEZA (Costa Rica)  
Dr. JOSÉ BURGOS SOLA (Cuba)  
Dr. PABLO KITTTL (Chile)  
Prof. JONATHAN A. BERRIOS (El Salvador)  
Dr. ENRIQUE A. MARTINEZ (México)  
Ing. CARLOS CAREAGA (Paraguay)  
Prof. JOSÉ VICENTE IGNOTO (Venezuela)

PUBLICADO por / PUBLISHED by  
Instituto Universitario de Tecnología "Dr. Federico  
Rivero Palacio" Apartado Postal 40347, Caracas  
1040-A, Venezuela

Publicación Científica Registro CONICIT-Venezuela  
N° Rev-2000001817

Diagramación y Montaje: T.S.U. Gustavo Castro

Pre-impresos por: OIKOS C.A.

Impreso por: ANYGRAPH C.A. Caracas-Venezuela

La Revista Latinoamericana de Metalurgia y  
Materiales se encuentra indizada en las bases de datos  
bibliográficas de: Metals Abstracts/METADEX,  
Engineered Materials Abstracts, Ceramic Abstracts,  
Corrosion Abstracts y Materials Business File - Steel  
Alerts.

Queda prohibida la reproducción total o parcial, aún  
citando su procedencia, sin autorización de la Revista  
Latinoamericana de Metalurgia y Materiales.

Suscripción anual: USD. 60,00

Depósito Legal No. PP198102DF784

### CONTENIDO/CONTENTS

Spherical Calcia Stabilized Zirconia Powders Obtained by Spray Pyrolysis. H. E. Esparza-Ponce, A. Reyes-Rojas, M. Miki Yoshida. (México).....	3
Crystallographic Study of Quaternary Phase in The Eu-Mn-Ge-O System by TEM and SEM. E. A. Juárez-Arellano, G. U. Gamboa-Espinosa, J. A. Lara, L. Bucio & E. Orozco (México).....	9
Understanding The Structure of Grain Boundaries a Higher Dimensional Approach. D. Romeu (México).....	13
Materials Mechanics Inside The Scanning Electron Microscope T. Bretheau, J. Crepin, M. Bornert.(México).....	21
Understanding The Corrosion Behavior of 35Ni19Cr Alloy using X-ray Microanalysis. A. Wong-Moreno, D. López-López, L. Martínez (México).....	27
Enamel Hardness and Caries Susceptibility in Human Teeth M. P. Gutiérrez-Salazar and J. Reyes-Gasga (México).....	36
Optical Phenomena in Si low-dimensional Structures dependent on Morphology and Silicon Oxide Composition on Si Surface. T. V. Torchynska, A. I. Diaz, M. Morales, J. Morales, F. Garfias (México).....	41
SIMULATEM: A program for the multislice simulation of images and diffraction patterns of non-crystalline objects. A. G. Rodríguez & L. M. Beltrán (México).....	46
Cálculo de la Tensión de Fluencia en Aceros Deformados en Caliente L. Béjar, C. A. Hernández y J. E. Mancilla. (México).....	51
Microscopía de Fuerza Atómica y Microscopía Óptica In Situ utilizadas para estudiar la Electroquímica de n Heteropolyanion. T. Hernández, S. Holguin, M. Rivera y A. Moreno. (México).....	59
Características y Propiedades de Recubrimientos con aleación Inconel 600 y Stellite. M. C. Sánchez, F. Palacios, A. Márquez, L. Hernández, P. Villegas. G. Villa. (México).....	64



El comité organizador otorga la presente

# CONSTANCIA

a *Gabriel Villa y Rabasa*

por su participación en el

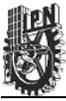
**VI Interamerican Congress on Electron Microscopy**

celebrado en la ciudad de Veracruz, México  
del 7 al 11 de octubre de 2001



---

Comité Organizador VI CIASEM  
Dr. José Reyes Gasga





**INTERNATIONAL CONFERENCE ON  
METALLURGICAL COATINGS  
AND THIN FILMS**

**PROGRAM AND ABSTRACTS**

**Town and Country Hotel  
San Diego, California  
April 30-May 4, 2001**

**Sponsored by:  
Advanced Surface Engineering Division  
of the AVS**





surface alloyed sample, 1-micron single crystal grains with Pt in solid solution were observed in the melt layer. Below the melt zone, enhanced dislocation tangles, twinning, and martensite formation formed up to 150 microns below the surface. We plan tribological wear tests on both samples, and will correlate wear performance to the microstructural features seen with the XTEM. We have previously reported significantly improved wear durability in samples of Ti-5 substrates in which Pt/Ti sputtered layers have been surface alloyed.

T. J. Renk et al. Phys. Plasmas 5, 2144 (1998). Sandia is a multiprogram laboratory operated by Sandia Corporation, a Lockheed Martin Co., under US DOE Contract DE-AC04-94AL85000.

**EP-1-12 Wear Behavior of a Silicon Carbide Enriched Composite Electroless Nickel at High Temperature.** *M.H. Stain, A. Conzono, Universidad Central de Venezuela, A. Roman, J. Lesage, D. Chicot, G. Mesmacque, UST Lille, IUT A, France*

In the present paper we report the results obtained from sliding wear tests of as-deposited and heat treated silicon carbide enriched composite nickel coatings. The coatings have been deposited industrially on AISI 1020 steel discs by using a proprietary self-catalyzing chemical reduction process (HARDEX®). The tests were conducted without lubrication, at room temperature and at higher temperature (100-400°C), employing a tribometer under the pin on disc configuration. The mating pair were alumina balls of 6mm diameter. Surface topography of the wear scars has been analyzed by using Zygo NewView 200 profilometer. The wear scars on both discs and pins have been studied using SEM and X-Ray elemental mapping in order to determine the wear mechanism.

**EP-1-13 Tungsten Laser Alloying of an A-356 Aluminum Alloy - Tribological Performance and Characterization.** *M.H. Stain, C. Sanchez, Universidad Central de Venezuela, N.B. Dahotre, The University of Tennessee Space Institute, A. Roman, J. Lesage, D. Chicot, G. Mesmacque, UST Lille, IUT A, France*

In the present work, sand cast Al-356 alloy was laser alloyed with W using "two stage" technique of laser alloying. A continuous wave fiber optically delivered Nd-YAG laser was employed for alloying the W powder and the coatings were produced by varying beam interaction with the substrate as result of the variation of the traverse velocity of laser. Characterization of the laser treated alloy was performed by various techniques. Optical (OM) and Scanning Electron Microscopy (SEM) were used to examine the morphology and microstructure of the sample surfaces and cross sections. X-Ray diffraction was conducted to determine the nature of the various phases present at the surface. Friction and wear tests were carried out on all samples by using a ball-on-disc tribometer under dry conditions. The static partners were balls of 6 mm diameter made of AISI 1086 steel and WC+6%Co. Variation of friction coefficients with the sliding distance are also reported. The wear mechanism for each tribological pair was determined by using SEM and X-ray elemental mapping of the wear scar. It was found that the laser alloying process of the aluminum alloy has improved its wear resistance if it is compared with the behavior of the unalloyed substrate.

**EP-1-14 Abrasion Resistance of Recycled Polymer Coatings.** *M.S.B.P. Santos, J.R.T. Branco, K.S. Al-Rubaie, Fundação Centro Tecnológico De Minas Gerais- Cetec, Brazil*

The concern with the environment preservation has demanded increasing effort to recycle plastics. In a previous investigation we have reported the possibility to manufacture thermal sprayed coatings from recycled PET. Pin-on-disc data demonstrated that coatings had even better wear behavior than virgin PET. In the present work we have investigated the effects of PMMA content on the pin-on-disc and scratching behavior of PET-PMMA blends, in dry condition. AISI 52100 steel 6 mm balls, with and without TiN coatings were used as counterbody. The pin-on-disc wear testing were carried out under 1, 5 and 10 N load. The scratching was performed with 1, 5, 10, 50 and 100 N. Friction coefficient, acoustic emission, volume and mass loss were monitored during testing. The paper also investigates on the effect of counter body surface roughness and sliding speed.

**EP-1-15 Influence of Ion Kinetic Energy on Crystalline Quality of Cerium Dioxide Thin Film Synthesized by Dual Plasma Deposition.** *L.P. Wang, B.Y. Tang, K.Y. Fu, X.B. Tian, P.K. Chu, City University of Hong Kong*

Dual plasma deposition incorporating plasma immersion ion implantation (PIII) and plasma deposition is a novel and effective method for the fabrication of functional thin films. One of its advantages is the easily adjustable ion kinetic energy. By varying the applied voltage, we systematically investigate the effects of ion bombardment energy on cerium

dioxide thin film fabrication by dual plasma deposition. We also study the effects of DC and AC bias on the crystalline quality of the film. The samples are characterized by x-ray diffraction and Rutherford backscattering spectrometry. It is found that the kinetic energy of the incident ions has a significant influence on the crystalline quality of the thin film. When the kinetic energy is proper, good crystalline quality can be achieved at a deposition temperature as low as 200°C.

**EP-1-16 Effects of Gas Pressure on Elevated-Temperature Plasma Immersion Ion Implantation Using Hot-Filament Glow-Discharge Plasma.** *X.B. Tian, X.C. Zeng, L.P. Wang, P.K. Chu, City University of Hong Kong*

Elevated-temperature plasma immersion ion implantation (PIII) has been proven to be an effective surface modification technique for materials such as aluminum and stainless steel that is difficult to nitride. Using low pressure (0.1Pa-0.5Pa), RF or ECR plasma, and medium implantation energy (<50kV), a thicker nitride layer can be obtained. At a constant sample temperature, a low implantation voltage can lead to a high incident ion flux to expedite diffusion of implanted nitrogen, thereby improving the modification efficiency. In this case, a higher implantation voltage is not necessary. On the other hand, a higher voltage results in a higher retained dose when using a nitrogen plasma sustained by hot filament glow discharge at a gas pressure less than 0.1 Pa in our previous experiments. It is believed that the difference originates from the influence of the working gas on the experimental parameters such as sputtering rate, net ion incident energy, and excited particle density. In this work, the impact of the gas pressure on the elevated-temperature plasma immersion ion implantation process is investigated at a typical gas pressure range between 0.5 Pa and 0.02 Pa.

**EP-1-17 Resistance to the Abrasive Wear of the Coating Obtained of Welding by the Technique Shield Welding Arc Deposited on Steel A-36.** *M. Vite, M. Castillo, J. Aguilar, J.L. De la Luz, E. Gallardo, P. Villegas, Sepi-esime-zacatenco-ipn, México, J. Vite, F. Palacios, Inin, Centro Nuclear, Salazar, Edo. de México*

In this work we report the resistance to the abrasive wear of the coatings of Stellite (alloys with cobalt, chromium, tungsten and molybdenum) and of Inconel 600 (nickel alloys containing chromium, and a little manganese, silicon, and niobium) deposited on steel A-36. We used for measuring wear abrasion a tribological tester developed in our laboratories. The tester uses a dry sand / rubber wheel according to the ASTM G-65 norm. The coatings were obtained by the technique Shield Welding Arc, with a heating of the electrode of 70°C, while the temperature of the environment was of 25°C. We have been obtained layers of alloys mentioned. The first layer, has a thickness of 2 mm, the second layer of 4 mm and the third layer of 6 mm. We carry out a characterization of the coatings using the techniques of scanning electronic microscopy, X-ray diffraction, as well as the mensuration of the hardness and microhardness.

**EP-1-18 Mating Surfaces Fatigue Life Extension Using Super finish and Hard Coating.** *A Manesh, IIT Research Institute, S Naik, Rolls-Royce*

In the last few years, vacuum coatings have been used by auto industries for applications such as reduction in coefficient of friction, increased fatigue life, and increased load bearing capacity. As part of continuous improvement at Rolls-Royce, several technology programs for gas turbine engines lead to requirements for higher power density level to be transferred through power-train system. However, higher torque transfer through gearing systems can increase the potential of gear damage and loss in performance. This paper will discuss a joint effort by IIT Research Institute and Rolls-Royce that includes the selection of three candidate coatings for potential application in the aerospace industry. Each of the candidate coatings has been used in the tooling and auto industries to extending the durability of parts by a factor of 3. The coatings selected have low COF with high hardness values. All coatings selected are deposited by high vacuum technology whose benefits include controlled material composition and extreme precision, thereby eliminating the need for subsequent grinding. The performances of the coatings are evaluated in fatigue and life durability. Rolling / Sliding Contact Fatigue tests have been conducted on bare and coated SAE 9310 material. The contact fatigue tests have been performed at Gear Research Institute at Penn State. The durability investigation of the coatings has been conducted in a 4 - Square Gear Rig test system. The 4 - Square tests have been performed at NASA Glenn Laboratory at Cleveland OH. Both uncoated and coated SAE 9310 gears have been tested. The performances of the candidate coating systems are being ranked to select the optimum coating system. The super finished surface prior to coatings have been evaluated by R/SCF test and the results are reported. This is a US Army Manufacturing Technology project and has



## ICMCTF 2002

### **International Conference on Metallurgical Coatings and Thin Films**

**April 22 - April 26, 2002  
Town & Country Hotel  
San Diego, California**

#### Sponsored By:

**Advanced Surface Engineering Division of the  
AVS**

#### For further information, contact:

**General Chair: Gregory J. Exarhos  
Pacific-Northwest National Laboratory  
PO Box 999, MS K2-44  
Richland, WA 99352  
(509) 375-2440, Fax: (509) 375-2186  
e-mail: greg.exarhos@pnl.gov**

**Program Chair: Alan F. Stewart  
Boeing Rocketdyne Division  
Canoga Park, CA 91309  
(818) 375-2076, Fax: (818) 586-1410  
e-mail: alan.stewart@west.boeing.com**

#### Web Address:

**<http://www.vacuum.org/icmctf/icmctf.html>**

#### ICMCTF Future Dates:

**2003 April 20 - May 2  
2004 April 19 - April 23  
2005 April 18 - April 22  
2006 April 23 - April 27**





**INSTITUTO POLITÉCNICO NACIONAL**  
ESCUELA SUPERIOR DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA



SECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO E INVESTIGACIÓN



**CONGRESO NACIONAL  
DE INGENIERÍA ELECTROMECÁNICA Y DE SISTEMAS**  
del 27 al 30 de noviembre de 2001

otorga el presente

# DIPLOMA



*AL C. MARTÍN DARIO CASTILLO SÁNCHEZ*

POR SU PARTICIPACIÓN CON LA CONFERENCIA:

**“CARACTERÍSTICAS Y PROPIEDADES DE RECUBRIMIENTOS CON  
ALEACIÓN INCONEL 600 STELLITE”**

México, D.F., a 30 de noviembre de 2001

**Dr. David Romero Romero**  
Jefe de la Sección de Estudios de Posgrado  
e Investigación de la ESIME

**Dr. Cornelio Robledo Sosa**  
Director de la ESIME Unidad Zacatenco



**INSTITUTO POLITÉCNICO NACIONAL**  
 ESCUELA SUPERIOR DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA



SECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO E INVESTIGACIÓN



**CONGRESO NACIONAL**  
**DE INGENIERÍA ELECTROMECAÁNICA Y DE SISTEMAS**  
 del 27 al 30 de noviembre del 2000

otorga el presente

# DIPLOMA



*AL C. MARTÍN DARIO CASTILLO SÁNCHEZ*

POR SU PARTICIPACIÓN CON LA CONFERENCIA:

“INFLUENCIA DE LA DISTRIBUCIÓN DE FASES DE ALTA DUREZA SOBRE  
 LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE RECUBRIMIENTO DE ALEACIÓN  
 INCONEL 600 Y “STELLITE” ”

México, D.F., a 30 de noviembre del 2000

Dr. David Romero Romero  
 Jefe de la Sección de Estudios de Posgrado  
 e Investigación de la ESIME

Dr. Cornelio Robledo Sosa  
 Director de la ESIME Unidad Zacatenco