

03471

2
2aj



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

FACULTAD DE CIENCIAS
División de Estudios de Posgrado

ESTUDIO DE LAS PROPIEDADES MECANICAS DE UN
COMPUESTO CON MATRIZ METALICA (ZINALCO)

T E S I S

Que para obtener el Grado Académico de
Maestría en Ciencias
(Ciencia de Materiales)

p r e s e n t a

Alcides Antonio Muñoz Lasso

México, D. F. **TESIS CON
FALLA DE ORIGEN** 1992



UNAM – Dirección General de Bibliotecas Tesis Digitales Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS © PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis está protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

CONTENIDO

RESUMEN.....	i
---------------------	----------

CAPITULO 1

INTRODUCCION

1	Introducción general.....	1
1.1	Materiales Compuestos	2
1.2	Técnicas de Elaboración de Materiales Compuestos.....	5
1.2.1	Unión por Difusión.....	7
1.2.2	Metalurgia de Polvos.....	8
1.2.3	Vaciado.....	9
1.2.4	Vaciado en Arena y Troquel.....	12
1.2.5	Vaciado por Centrifugación.....	13
1.2.6	Vaciado en Troquel por Presión.....	13
1.2.7	Compuesto por Vaciado (Reovaciado).....	14
1.2.8	Proceso de Infiltración por Vacío.....	15
1.3	Mojado.....	16
1.4	Pruebas Mecánicas.....	18

CAPITULO 2

METODO EXPERIMENTAL

2	Introducción.....	22
2.1	Preparación del Compuesto Metal-Cerámico.....	23
2.2	Laminado de las Muestras.....	26

2.3	Medidas de la Densidad.....	27
2.4	Medidas de Microdureza.....	28
2.5	Pruebas de Tensión.....	29
2.6	Observaciones por Microscopia Electrónica de Barrido.....	30

CAPITULO 3

RESULTADOS EXPERIMENTALES

3.	Introducción.....	32
3.1	Densidades del Compuesto.....	33
3.2	Microdureza de las Muestras.....	34
3.3	Pruebas de Tensión.....	37
3.4	Imágenes por Microscopia Electrónica.....	39

CAPITULO 4

DISCUSION DE LOS RESULTADOS.....	50
----------------------------------	----

CAPITULO 5

CONCLUSIONES.....	60
BIBLIOGRAFIA.....	64

RESUMEN

En la presente tesis se estudian las propiedades mecánicas de un nuevo material compuesto con matriz metálica (zinalco). Para su elaboración se fundieron muestras de la aleación metálica Zinalco (Zn-21Al-2Cu) en atmósfera libre a una temperatura entre 480°C y 520°C , que luego fueron mezcladas mecánicamente en el estado cuasi-sólido, con polvo de sílice, alúmina o grafito, obteniéndose el compuesto metal cerámico. El material compuesto con sílice o alúmina fué laminado em caliente con un porcentaje de deformación total del 70%, hasta obtener un grosor de 1mm. A las muestras laminadas se les realizaron pruebas mecánicas de dureza y resistencia a la deformación. Estas muestras fueron estudiadas antes y después de las pruebas de tensión a través del microscopio electrónico de barrido (M.E.B.), para determinar los lugares en que se depositó el material cerámico. Al compuesto con grafito se le hizo un tratamiento térmico, que consistió en mantenerlo por tres días a una temperatura de 350°C y luego fue templado en agua. Se hicieron observaciones en el M.E.B. del compuesto con grafito antes y después del tratamiento térmico, se hicieron también pruebas de dureza del mismo material posteriores al tratamiento térmico.

De las pruebas de dureza realizadas al compuesto metal cerámico se concluye que esta cambia con el porcentaje en volumen de refuerzo presente en la matriz metálica siendo mayor que para el zinalco. En cuanto a los esfuerzos de cedencia, de ruptura los resultados muestran un aumento en cada una de sus propiedades con respecto a los valores para la matriz metálica.

De las observaciones a través del M.E.B. se puede apreciar que el refuerzo cerámico se deposita en la fase $\alpha + \beta$ de la aleación metálica, haciendolo de una manera no uniforme que se puede mejorar cambiando las condiciones de batido. En general las propiedades mecánicas del compuesto mejoran con respecto a las de la matriz metálica sola, esto es función de la cantidad de refuerzo presente.

CAPITULO 1

1.- INTRODUCCION

El estudio sistemático de los materiales metálicos ha llevado al desarrollo de nuevas aleaciones y materiales compuestos (composites), y en los últimos años muchos de éstos últimos han comenzado a producirse a nivel comercial. El conocimiento de sus propiedades mecánicas es de gran importancia, pues las aplicaciones dependerán en gran medida de dichas propiedades.

Por ejemplo, hay demanda en la fabricación de materiales con bajo peso, gran dureza y rigidez, resistencia a las altas temperaturas y a la corrosión y con porcentajes elevados de deformación.

En el Departamento de Materiales Metálicos y Cerámicos del Instituto de Investigaciones en Materiales de la Universidad Nacional Autónoma de México, hay un grupo dedicado al estudio de nuevas aleaciones. Han obtenido excelentes resultados con la aleación de Zn-18Al-2Cu (zinalco)⁽¹⁶⁾. La importancia de esta aleación es que existen, en territorio mexicano, yacimientos importantes del elemento constitutivo mayoritario. El estudio de esta aleación bajo diferentes condiciones nos permitirá conocer su comportamiento y propiedades mecánicas.

En este trabajo, mediante la realización de pruebas de

tensión, de dureza y del análisis de imágenes por microscopía electrónica de barrido se busca lograr los siguientes objetivos:

1.- Elaborar un compuesto con matriz metálica (zinalco) por la técnica de batido mecánico (compuesto por vaciado).

2.- Determinar la cantidad óptima de refuerzo cerámico, que puede aceptar el zinalco por esta técnica, para mejorar sus propiedades mecánicas.

3.- Determinar por el microscopio electrónico de barrido los lugares en donde se deposita el refuerzo cerámico.

4.- Comparar las microestructuras del compuesto con matriz metálica con el zinalco antes y después de ser deformadas.

5.- Estudiar la microestructura del compuesto con matriz metálica antes y después del tratamiento térmico.

1.1.- MATERIALES COMPUESTOS

Los materiales compuestos se hacen necesarios cuando las propiedades esperadas no pueden ser obtenidas de los materiales originales. Estos se seleccionan para obtener combinaciones poco usuales de rigidez, resistencia, peso, dureza, conductividad, rendimiento a altas temperaturas y resistencia a la corrosión. Los compuestos pueden ser metal-metal, metal-cerámica, cerámica-polímero, cerámica-cerámica, o polímero-polímero. Entre las aplicaciones de los compuestos con matriz metálica se incluyen las herramientas de corte de carburo cementado, el titanio reforzado con fibras de carburo de silicio

y el acero esmaltado.

Los compuestos pueden clasificarse dependiendo de las formas de los materiales de refuerzo en tres categorías: con partículas, con fibras y laminares⁽³⁾ (figura 1). Si las partículas reforzantes se encuentran uniformemente distribuidas, los compuestos particulados tienen propiedades isotrópicas; los

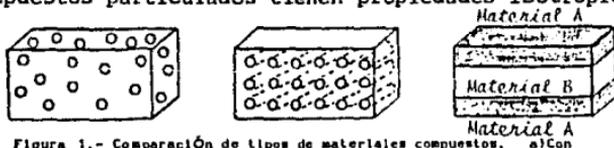


Figura 1.- Comparación de tipos de materiales compuestos. a) Con

partículas, b) reforzado con fibras y c) laminar. Ref. 3
compuestos reforzados con fibras pueden ser tanto isotrópicos como anisotrópicos y los compuestos laminares siempre tienen un comportamiento anisotrópico⁽³⁾. Estos refuerzos son introducidos en aluminio, magnesio, cobre, titanio, titanio aluminizado, níquel, níquel aluminizado, super aleaciones de base níquel y varias aleaciones de hierro.

El interés por los materiales compuestos matriz metálica (cmm), con fines ingenieriles, se ha incrementado en los últimos años. Mientras algunos productos obtenidos en laboratorios son ya manufacturados comunmente a partir de materiales cmm tomando en cuenta los cambios introducidos por las nuevas tecnologías, algunos grupos que trabajan en el sector de la ciencia de los materiales están intrigados por estos materiales compuestos y buscan obtener mayores conocimientos de éstos.

Los materiales cmm, como se les conoce hoy, han evolucionado en los últimos 20 años. El primer apoyo para estos

tipos de materiales compuestos vino de la industria aeroespacial con aplicaciones estructurales, tales como cubiertas para vehículos espaciales⁽¹¹⁾. Más recientemente las industrias automotrices, electrónicas y de mantenimiento están trabajando seriamente con estos compuestos.

Los primeros compuestos con matriz metálica fueron realizados por Brener^(4,5) y Sutton^(6,7) con el uso de refuerzos por bastones de alúmina alfa. El costo era alto y la resistencia mecánica era menor que la esperada, esto debido a las dificultades en los enlaces con la alúmina. Trabajos posteriores hechos por Divecha⁽⁸⁾ con carburo de silicio (β -SiC) beta en aluminio mostró mejores resultados en la resistencia mecánica, módulo, resistencia a la fatiga y resistencia a altas temperaturas. Sin embargo, los altos costos limitaron la continuación del trabajo con estos sistemas.

A fines de 1970, investigadores de la Universidad de Utah desarrollaron un proceso para hacer bastones de carburo de silicio con cáscara de arroz como primer ingrediente⁽¹¹⁾. Estos bastones son potencialmente de bajo costo y rápidamente renovó las investigaciones con estos compuestos. La mezcla de bastones con polvo de metal (metalurgia de polvos) está limitada a un volumen de aproximadamente 25% debido a la geometría de los bastones.

1.2.- TECNICAS DE ELABORACION DE COMPUESTOS

La ventaja de los materiales compuestos sobre los materiales convencionales o plásticos son su disponibilidad para ser elaborados con una variedad de características mecánicas y físicas. Esto se logra, siguiendo una serie general de pasos, tales como:

1.- Selección y diseño de la combinación de la matriz metálica y el refuerzo cerámico.

2.- Combinación del refuerzo y la matriz metálica llevando a cabo la distribución deseada.

3.- Consolidación, entrelazamiento o vaciado de los constituyentes combinados.

4.- Procesamiento secundario

Obviamente los detalles de cada paso cambian. Una amplia variedad de técnicas de fabricación incluye unión por difusión, metalurgia de polvos, vaciado, vaciado exprimido, rociado por plasma.

Una forma simple de considerar y comparar los atributos de varios tipos de compuestos con matriz metálica (cmm) es examinando las curvas de esfuerzo-deformación para cada tipo. La figura 2 muestra la superposición de las curvas para tres compuestos con matriz de aluminio (cerámico particulado, filamentos de boro y refuerzo de filamentos de grafito) y la curva para el aluminio 6061-T6. Aunque estas curvas están idealizadas, los dos refuerzos uniaxiales de compuestos con fibras continuas son más duros y fuertes, pero muestran una

marcada disminución en la ductilidad a la fractura.

El compuesto con cerámico particulado muestra una respuesta mas convencional en la curva esfuerzo-deformación (exhibe ductilidad), pero tiene propiedades mecánicas intermedias entre el material sin refuerzo y el compuesto con fibras continuas. Además, todos los materiales compuestos con refuerzo continuo exhiben características anisotrópicas. Si la curva esfuerzo-deformación se hiciera en la dirección transversal, los resultados disminuirían significativamente mostrando una

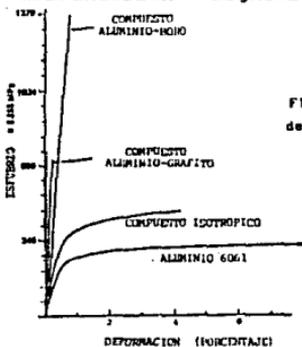


Figura 2.- Curvas comparativas de esfuerzo-deformación. Ref. 13.

disminución en sus características mecánicas.

Los dos sistemas compuestos con refuerzo continuo más ampliamente estudiados son los compuestos reforzados por filamentos continuos, tales como aluminio-boro y el sistema aluminio-grafito. El procesamiento básico para estos materiales es el de unión por difusión, la figura 3 es un esquema del proceso para formar una monocapa de aluminio-boro que se puede almacenar y usar subsecuentemente en mas formas o patrones de refuerzos complejos y entrelazados.

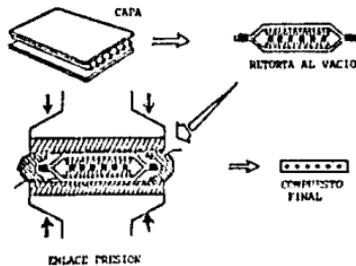


Figura 3.- Proceso de fabricación para monocapas del compuesto aluminio-boro. Ref. 13

1.2.1.- UNION POR DIFUSION

El primer método exitoso para la fabricación de compuestos matriz metálica con refuerzo de fibra de grafito fué la unión por difusión. Esta técnica se inicia con una infiltración de metal líquido en el filamento (recubierto). Estos filamentos son hilados en forma de cintas unidos por medio de un compuesto orgánico que se degrada térmicamente y no deja residuo. Las capas de estas cintas son unidas para hacer el número deseado de pliegues y la orientación deseada de fibras. Los compuestos de aluminio-grafito normalmente se hacen en una sola dirección. Láminas delgadas de aluminio (0,089mm) se colocan arriba y abajo de los pliegues de filamento: entonces se dice que está completo el compuesto "verde". Después este compuesto verde es colocado en una retorta que es calentada a una temperatura apropiada, se aplica presión durante cierto tiempo, entonces se remueve el compuesto completo de la retorta.

La técnica de unión por difusión usa la combinación del tiempo, temperatura y presión para poner en contacto íntimamente al alambre y la lámina para así lograr un compuesto por difusión. Esta técnica ha sido aplicada a refuerzos de fibras de grafito en matrices de aluminio, magnesio, cobre, plata, titanio y plomo. Si la combinación del tiempo, temperatura y presión es inadecuada puede resultar que la consolidación sea incompleta o que la fibra reaccione dañándose.

1.2.2.- METALURGIA DE POLVOS

Es un proceso de fase sólida que involucra el mezclado de polvos rápidamente solidificados con partículas, plaquetas o bastones usando un número de pasos, como muestra la figura 4. Estos incluyen: tamizado de polvos rápidamente solidificados, mezclado con una fase de refuerzo, aplicación de presión de hasta aproximadamente 75% de la densidad, desgasificación y consolidación final por extrusión, forjado, rolado o algún otro método de trabajo en caliente. El método de metalurgia de polvos ha sido exitosamente aplicado a un gran número de sistemas metal-cerámicos. Un compuesto extruido, que contiene Al-SiC, por ejemplo, posee un alto nivel de resistencia mecánica comparados con los materiales procesados de manera equivalente por un proceso de fase líquida; los valores del porcentaje de deformación, sin embargo son menores.

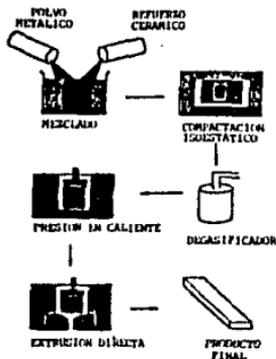


figura 4.- Proceso de metalurgia de polvos para la

fabricación de compuestos metal-cerámicos. Ref. 15

En términos de los requerimientos de la microestructura la metalurgia de polvos es superior en vista de la rápida solidificación de los polvos. El desarrollo de nuevos compuestos con matriz metálica está limitado por el equilibrio termodinámico en procesos de solidificación convencionales.

1.2.3.- VACIADO

Existen otras técnicas de fabricación de cmm's por vaciado muy prometedoras para la manufacturación de moldes de una sola pieza a un costo relativamente bajo. Hasta hace poco, los cmm's fabricados con la técnica de metalurgia de polvos y unión por difusión tenían aplicaciones limitadas (industria espacial y militar), donde el énfasis está usualmente, en mejorar el

rendimiento antes que los costos. Esto no sucede con los productos comerciales, en donde el costo es lo que más interesa, la aceptación de nuevos compuestos dependerá de sus costos efectivos.

Los metales reforzados con partículas cerámicas son de fácil procesamiento por métodos convencionales tales como forja, extrusión y laminado, y se utilizan el equipo y las facilidades básicas de la industria metálica. Estos atributos sugieren que los compuestos con reforzamiento discontinuo son una selección ideal para un amplio espectro de aplicaciones.

El reforzamiento con partículas se introduce como una alternativa para los compuestos, inicialmente este refuerzo es con partículas de carburo de silicio con tamaños que fluctúan entre $0,5\mu\text{m}$ y más de $100\mu\text{m}$.

Estructuralmente, los cmm vaciados consisten de dispersiones de fibras continuas o discontinuas, bastones o partículas en una matriz metálica, la cual solidifica en un espacio restringido entre la fase del refuerzo hasta formar el cuerpo de la matriz. La microestructura de solidificación de la matriz es refinada y modificada como resultado de las fibras y partículas, indicando la posibilidad de ir controlando la microsegregación, la macrosegregación y el tamaño de grano en la matriz. Esto representa una oportunidad de desarrollar nuevas aleaciones de matrices.

Un requerimiento básico para el vaciado de compuestos con matriz metálica es iniciar el contacto y enlace íntimo entre la

fase cerámica y el metal fundido. Esto se logra mezclando el cerámico disperso con el metal que se encuentra total o parcialmente fundido, o por infiltración por presión del fundido a preformas de la fase cerámica. Puesto que el pobre mojado de la mayor parte de los cerámicos con la aleación fundida no permite el íntimo contacto entre la fibra y el metal⁽¹²⁾, éste puede ser promovido sólo por inducciones artificiales de humedecimiento, o por el uso de fuerzas externas para vencer la barrera termodinámica de la energía superficial y la viscosidad. Las técnicas de mezclado generalmente usadas para introducir y dispersar homogéneamente la fase discontinua en el metal son:

1.- Adición de partículas en un batido vigoroso del metal que se encuentra completa o parcialmente fundido.

2.- Inyección de la fase discontinua en el fundido con la ayuda de una pistola de inyección.

3.- Dispersión de las pequeñas bolitas formadas por los polvos comprimidos por la fase cerámica y el fundido base debido a la agitación suave del fundido.

4.- Adición de polvo a un fundido irradiado ultrasónicamente. El gradiente de presión resultante del fenómeno de cavitación promueve una mezcla homogénea del cerámico y el fundido.

5.- Adición de polvos a un fundido batido electromagnéticamente. La turbulencia y las condiciones de flujo logran una suspensión uniforme del agitado electromagnético.

6.- La dispersión centrífuga de partículas en un fundido.

En todas estas técnicas, una fuerza externa es usada primero para adherir la fase cerámica no humedecida al fundido, y segundo para crear una suspensión homogénea del fundido. La suspensión fundido-partícula, así creada, puede ser vaciada por técnicas de fundición convencionales, tales como: por gravedad, vaciado por presión en el dado, vaciado por centrifugación o por nuevas técnicas, tales como vaciado por líquido forjado y rociado por co-deposición.

1.2.4.- VACIADO EN ARENA Y TROQUEL

La baja tasa de enfriamiento que se obtiene en un molde de arena permite una concentración preferencial a las partículas más ligeras que la aleación (e.g. mica, grafito, alúmina) en la región más próxima a la superficie del molde de arena y una segregación de partículas más pesadas (arena, zirconio, SiC) en la parte inferior del molde. Dependiendo de la dureza intrínseca de las partículas dispersadas, esta alta fracción superficial selectiva de partículas ligeras sirve como reforzamiento superficial selectivo para casos en que es importante el contacto superficial, como en la resistencia a la abrasión y la lubricación.

El enfriamiento rápido en los moldes metálicos generalmente da un aumento en la distribución homogénea de partículas en el vaciado de la matriz.

1.2.5.- VACIADO POR CENTRIFUGACION

La solidificación de compuestos fundidos en moldes rotatorios, los cuales contienen partículas dispersadas de grafito, mica, alúmina, zirconio y microesferas de carbón exhiben dos zonas distintas. Una zona rica en partículas, próxima a la circunferencia interior y una región pobre de partículas próxima a la circunferencia exterior. La región exterior es rica en partículas si éstas son más densas que el fundido, como es el caso de partículas de zirconio y de carburo de silicio, por ejemplo en aluminio, produciendo dureza y resistencia a la abrasión en la superficie. Las partículas mas ligeras como el grafito, mica y alúmina, se segregan próximas al eje de rotación, produciendo una elevada concentración en la parte mas interna de la circunferencia. Esto produce una alta resistencia al uso de superficies sólidas lubricadas para aplicaciones de antifricción.

1.2.6.- VACIADO EN TROQUEL POR PRESION

Los vaciados en troquel por presión de compuestos permiten tamaños grandes, y formas mas complejas de componentes estos se producen rapidamente a una presión baja (menor o igual que 15MPa). El gas presurizado en una máquina de vaciado de troquel es empleado para sintetizar fibras y compuestos libres de

porosidad.

1.2.7.- COMPUESTO POR VACIADO (REOVACIADO)

El compuesto por vaciado se refiere a la fundición de compuestos usando metales o aleaciones semisólidas (suspensión con temperaturas entre sólido y líquido). En este método el metal o aleación líquida con temperatura entre 30K y 50K arriba del liquidus es agitado vigorosamente permitiendo un enfriamiento lento al intervalo semisólido. La agitación continua impide la formación de dendritas y la solidificación se da en partículas esferoidales, figura 5, y evita un aumento en la viscosidad de las partículas suspendidas. Mientras la agitación continúa, se adiciona a la suspensión semisólida el refuerzo de partículas, bastones o fibras cortadas. El compuesto mezclado, con una viscosidad baja, puede ser vaciado

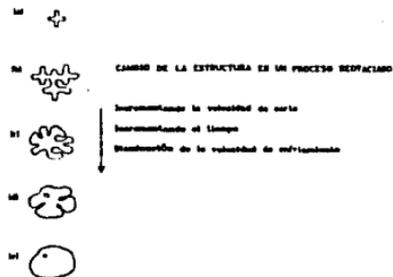


Figura 5.- Se ilustra esquemáticamente el cambio de la estructura durante la solidificación con un agitado vigoroso. a) fragmento de dendrita inicial, b) crecimiento dendrítico, c) roseta, d) roseta tipo ameba, e) esferoide. Ref. 20.

directamente en un simple tocho; esto es un terminado de un compuesto reovaciado. Alternativamente el compuesto semisólido mezclado puede ser recalentado justo arriba del liquidus y vaciado en un molde de forma determinada. Este proceso terminado se conoce como *compuesto por vaciado*, El recalentamiento es necesario para reducir significativamente la viscosidad a fin de permitir que el compuesto mezclado fluya hacia el molde. Por lo que la técnica de compuesto por vaciado es justo una variación del reovaciado.

El proceso de compuesto por vaciado (reovaciado) es útil para la fabricación de materiales compuestos porque permite una distribución uniforme del refuerzo en la matriz metálica. El refuerzo es rodeado por el sólido formando una suspensión semisólida en la que se previenen las aglomeraciones, la sedimentación o la flotación. La agitación continua y vigorosa mantiene una baja viscosidad aún con una fracción de sólido de 50% a 60% cuando no está el refuerzo. Condiciones experimentales tales como la velocidad de cizallamiento (o las rpm) que mantienen una baja viscosidad, la razón de enfriamiento y la fracción de volumen de sólido puede optimizarse por adición de una fracción en volumen apropiada del refuerzo^(12,13,14,15).

1.2.8.- PROCESO DE INFILTRACION POR VACIO

Algunos metales reforzados con fibras son preparados por

los procesos de infiltración por vacío. Como primer paso, las fibras son hiladas en forma de cinta con una capa de enlace de manera similar a la de producción de compuestos con matriz resinosa. Las cintas de fibras son entonces almacenadas en la orientación deseada, fracción por volumen y forma, y entonces son insertadas en un molde de vaciado. La capa orgánica de enlace se quema y el molde es infiltrado con la matriz metálica fundida. El mejor vaciado en términos de solidez y propiedades mecánicas se obtiene si el molde es precalentado y se pre-evacua antes de que la matriz líquida se introduzca.

1.3.- MOJADO

El grado de humecimiento en la interfase de un compuesto con matriz metálica es la propiedad de la matriz líquida para incrementar su área de contacto con la superficie del refuerzo durante la consolidación del compuesto. Las características del mojado en un sistema matriz-refuerzo son de interés en cualquier técnica de síntesis, que involucra a una matriz líquida o

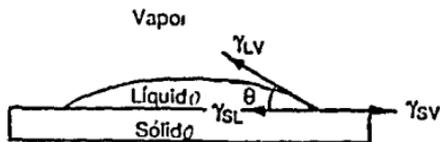


Figura 6.-Tensión superficial en la interfase sólido/líquido.

Varias tensiones superficiales son identificadas. Ref 12

semilíquida, y en general donde la energía superficial de la interfase está involucrada. El estado de equilibrio del mojado entre un líquido, un sólido y un gas está descrito algunas veces por la ecuación de Young para el equilibrio mecánico de las tensiones superficiales

$$\gamma_{LV} \cos \theta = \gamma_{SV} - \gamma_{SL}$$

Donde γ_{LS} , γ_{SV} , y γ_{LV} son las energías superficiales de las tres diferentes interfaces, es decir líquido/sólido, sólido/vapor y líquido/vapor respectivamente.

El sistema minimiza las energías libres, maximizando la baja energía superficial del área interfacial a expensas de una alta energía de las áreas interfaciales, consistente con la contricciones impuestas por la densa geometría del sistema.

Si $\gamma_{SV} > \gamma_{SL}$ entonces θ será $< 90^\circ$, y el líquido puede reducir la energía o el sistema se expande, creando más interfase sólido/líquido y líquido/vapor a expensas de la interfase sólido/vapor. El líquido entonces se dice que ha mojado al sólido. Si $\gamma_{SV} < \gamma_{SL}$, entonces el sistema puede reducir la energía libre reduciendo las áreas de las interfaces sólido/líquido y líquido/vapor e incrementando el área de la interfase sólido/vapor. El líquido entonces se dice que está en condición de no humedecimiento^(9,11).

1.5.- PRUEBAS MECANICAS

La selección de un material para una aplicación específica depende principalmente de propiedades mecánicas, tales como: resistencia, dureza, y ductilidad. La medida de estas propiedades se hace generalmente mediante pruebas patrones de tensión, dureza, impacto, fluidez, fatiga, etc⁽¹⁾.

PRUEBAS DE TENSION o COMPRESION: estas informan sobre la capacidad de un material para soportar una carga estática. La muestra se estira a rapidez de deformación constante, registrándose gráficamente la carga necesaria para producir una determinada elongación. Los parámetros utilizados para caracterizar la curva de tensiones-deformaciones de un metal son la resistencia a la tracción, el límite elástico, y el porcentaje de deformación⁽²⁾.

De dicha gráfica podemos obtener la deformación en función del esfuerzo ingenieril aplicado (σ), que se define como la razón de la carga aplicada (P) al área inicial (A_0): $\sigma = P/A_0$. De igual forma, la deformación ingenieril (c) se define como la razón del cambio de longitud de la muestra (Δl) a su longitud inicial (l_0). Esto es,

$$c = \frac{l_f - l_0}{l_0} = \frac{\Delta l}{l_0}$$

Al inicio de la prueba de tensión el material se deforma elásticamente, es decir, al quitarle la carga éste es capaz de recuperar su longitud inicial. Después de esta etapa viene una

región en la cual el material no recupera su longitud inicial al retirar la carga; se dice entonces, que el material ha sufrido una deformación plástica o que estamos en la región plástica. A medida que la muestra continúa alargándose, el esfuerzo ingenieril aumenta y se dice que el material ha sufrido un endurecimiento por trabajo o deformación. El esfuerzo alcanza su máximo en el valor de resistencia máxima a la tensión.

La región elástica, se caracteriza por una relación lineal entre esfuerzo y deformación, conocida como Ley de Hooke, ésta es $\sigma = E\epsilon$, donde E es una constante denominada Modulo de Young.

Durante la deformación elástica hay un pequeño cambio en el volumen de la muestra, sin embargo en la región plástica el volumen se mantiene constante, es decir $A_0 l_0 = A_1 l_1 = \text{constante}$.

Para deformaciones plásticas grandes la reducción en el área es considerable y la deformación y el esfuerzo ingenieriles ya no representan exactamente la deformación de la muestra, por ello se definen el esfuerzo y la deformación reales.

El esfuerzo real es el cociente entre la carga aplicada (P) y la sección transversal instantánea (A_1): esto es $\sigma = P/A_1$. De igual forma la deformación real es el cociente entre un incremento diferencial de longitud y la longitud instantánea de la muestra, es decir⁽¹⁾:

$$\epsilon = \int_{l_0}^{l_1} dl/l = \ln (l_1 / l_0)$$

PRUEBAS DE DUREZA: La dureza de un material es un término que no está bien definido y puede significar distintas cosas según la experiencia de la persona que lo emplea. Implica, en general, una resistencia a la deformación y para los metales es una medida de su resistencia a la deformación permanente. Hay tres tipos generales de medida de dureza, que dependen de la forma de efectuar el ensayo. Estas son: 1) dureza de rayado; 2) dureza de penetración; y 3) dureza al rebote o dinámica. La dureza de penetración⁽²⁾ es de mayor interés tecnológico para los metales. El penetrador es generalmente una esfera, pirámide o cono, hecho de un material mucho más duro que el que se ensaya, como por ejemplo, acero endurecido, carburo de tungsteno sinterizado, o diamante. En la mayoría de las pruebas patrón la carga se aplica al oprimir lentamente el penetrador, perpendicularmente a la superficie ensayada, por un período determinado de tiempo. De los resultados se puede calcular un valor empírico de dureza, conociendo la carga aplicada y el área de la sección transversal o la profundidad de la impresión. Estas pruebas nunca se hacen cerca del borde de la muestra o cerca de otra penetración ya existente. En este último caso, la distancia mínima para efectuar una nueva penetración es de tres veces el diámetro de la impresión anterior. El grueso de la probeta debe ser, por lo menos, 10 1/2 veces la profundidad de la impresión. Las penetraciones microscópicas de dureza se hacen empleando cargas muy pequeñas.

La mayoría de las pruebas de dureza producen deformación

plástica en el material, y todas las variables que influyen en la deformación plástica la afectan. En aquellos que muestran características similares de endurecimiento por trabajo, existe una correlación válida entre la dureza y la resistencia máxima a la tensión.

DUREZA VICKERS⁽²⁾: En el ensayo de dureza Vickers se emplea como penetrador una pirámide de diamante de base cuadrada. Las caras opuestas de la pirámide forman un ángulo de 136°. La dureza se define como la relación de la carga al área de la superficie de la huella. En la práctica se calcula el área a partir de medidas microscópica de la longitud de las diagonales de la huella. La ecuación que define la dureza Vickers es entonces

$$HV = \frac{2 P \operatorname{sen}(\theta/2)}{L^2} = \frac{1,854 P}{L^2}$$

en donde

P = carga aplicada en kg

L = medida de longitud de las dos diagonales, en mm

θ = ángulo formado por las caras opuestas de la pirámide de diamante = 136°

El ensayo de dureza Vickers ha tenido una aceptación muy amplia en los trabajo de investigación, porque con el valor de una sola carga, basta una escala de dureza para incluir desde los metales muy blandos con 5HV hasta los durísimos, con 1500HV^(1,2,10).

CAPITULO 2

2.- METODO EXPERIMENTAL

Desde la elaboración de la aleación metálica zinalco se han visto las grandes aplicaciones que puede tener a nivel industrial, en algunos casos puede sustituir al aluminio y en otros casos al acero, por ejemplo, perfiles para ventanas, llaves, llaves de paso, etc.⁽¹⁸⁾. México no cuenta con yacimientos de bauxita, por lo que está obligado a importar aluminio o alúmina para su transformación en aluminio. El zinalco puede hacer que disminuyan las importaciones de aluminio. Por esta razón tiene gran importancia el conocimiento de las características y propiedades mecánicas de los compuestos con esta nueva aleación. Nace entonces la idea de añadirle un refuerzo particulado al zinalco para estudiar los cambios en sus propiedades.

Se utilizaron tres tipos de materiales cerámicos como refuerzo: sílice, alúmina y grafito. La sílice fue agregada en diferentes porcentajes en volumen para buscar cual es la cantidad óptima para mejorar sus propiedades mecánicas, debido a que el zinalco presenta buena adherencia con el vidrio. Para la alúmina se preparó sólo una muestra. El compuesto con alúmina fue tratado de igual manera que el compuesto con sílice para poder comparar sus propiedades mecánicas. Se preparó también

una muestra con grafito que se trató térmicamente, a la cual se le midió su dureza antes y después del tratamiento térmico.

2.1.- PREPARACION DEL COMPUESTO METAL-CERAMICO

Para la preparación del sistema zinalco-cerámico se utilizó la técnica de compuesto por vaciado (reovaciado). Esto se hizo porque el método es de fácil aplicación y por su utilidad para la elaboración de materiales de una sola pieza. La estructura que presenta el compuesto después de su elaboración por este método, debido a que no hay formación de dendritas y por las estructuras esferoidales de las fases, implica un bajo costo en cuanto a su proceso; de igual manera implica el gasto de poca energía para procesos secundarios del material, tales como forjado, extrusión rolado y otros.

El compuesto metal-cerámico, con matriz metálica a base de zinalco, se preparó fundiendo la aleación metálica en un crisol de grafito dentro de un horno con atmósfera libre y a una temperatura entre 480°C y 520°C. Una vez fundido el zinalco, se le añadió 9,7%; 18,5% y 33,8% en volumen de sílice (SiO_2), 6,6% en volumen de polvo de alúmina (Al_2O_3) y 20% en volumen de polvo de grafito según el caso, figura 7. La mezcla se llevó a cabo en forma mecánica, utilizando un agitador hecho con una hélice pequeña, la cual giraba a 550 rpm con la ayuda de un pequeño motor. Para que la cerámica no migrara hacia la superficie, el



Figura 7a.- Sílice

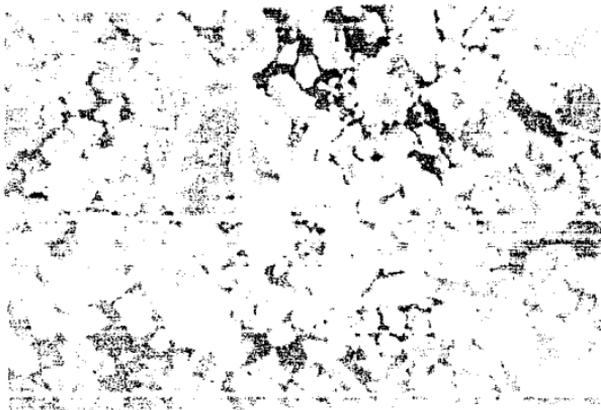
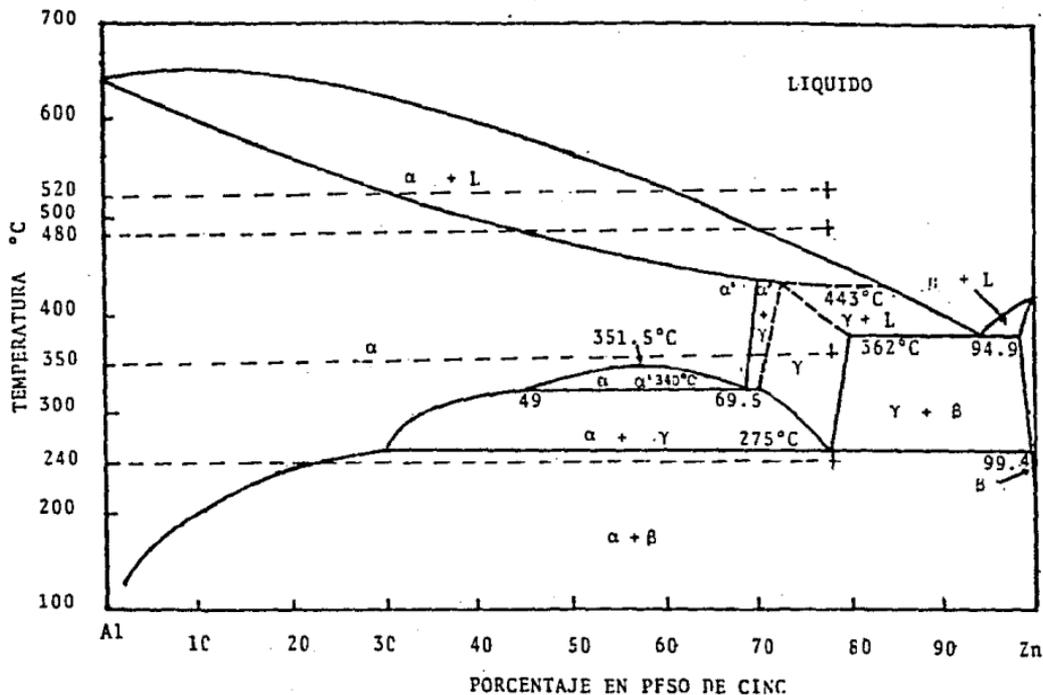


Figura 7b.- Alúmina

Figura 7 a y b.- Material cerámico utilizado.



batido se hizo hasta que la mezcla metal-cerámica estuviera casi sólida, y posteriormente se dejó enfriar al aire. La región eutéctica donde se trabajó en la matriz metálica se puede observar en el diagrama de fase de la figura 8. La matriz metálica fue fundida hasta el liquidus permitiéndole, al momento de agregar el refuerzo cerámico y durante el batido, ir bajando a la fase γ y después a la fase $\alpha + \beta$. Para el grafito se utilizó el mismo sistema, pero variando la velocidad del agitador a 8000 rpm del motor y el enfriamiento, que se hizo en agua. Posteriormente el compuesto fue sometido a un tratamiento térmico durante 72 horas a una temperatura de 350⁰C y templado en agua.

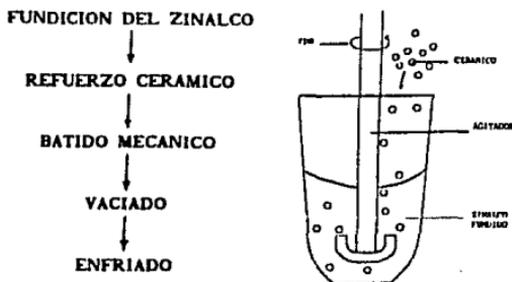


Figura 9.- Proceso y sistema utilizado para preparar el compuesto metal-cerámico.

2.2.- LAMINADO DE LAS MUESTRAS

El compuesto con sílice y alúmina, después de preparado, mostraba porosidades debido a la formación de conglomerados del

material cerámico, por lo que se procedió a laminarlo para eliminar éstos conglomerados, así como para eliminar las estructuras de fundición en el compuesto, con miras a estudiar las propiedades del mismo en forma más general.

A continuación se hicieron al compuesto metal-cerámico cortes longitudinales y transversales de 10mm de grosor en dirección paralela y perpendicular al eje de rotación del agitador, para proceder después a laminarlas.

Para el laminado del compuesto y de la matriz metálica se calentaron los cortes a temperaturas de 240°C aproximadamente, temperatura a la cual el zinalco presenta superplasticidad. El compuesto presenta una estructura de dendritas redondeadas producidas por el batido mecánico, esto permite el laminado a esta temperatura. La temperatura de las muestras se midió con un termopar, al momento de pasar por los rodillos de la laminadora. Las muestras se pasan a través de los rodillos tres veces, para cada uno de los valores de temperatura, produciéndoles una reducción de 1mm en cada paso hasta obtener un grosor de 3mm, esto representa un porcentaje total de deformación del 70%. Se utilizó una laminadora del Instituto de Investigaciones en Materiales de la U.N.A.M..

2.3.- MEDIDAS DE LA DENSIDAD

Debido a que no todo el material cerámico que se le agrega

a la matriz metálica se mezclaba al momento del preparado del material compuesto, se procedió a hacer medidas de las densidades de cada una de las muestras, para determinar los porcentajes en volumen aproximados de sílice, alúmina (después de laminadas) o grafito que se mezclan con la matriz metálica, utilizando la regla de las mezclas. Para realizar dichas medidas se utilizó un multipicnómetro de gas Quantachrome modelo MVP-1, utilizando la celda de $12,83\text{cm}^3$. El multipicnómetro es un instrumento diseñado especialmente para medir el volumen verdadero de materiales sólidos de diferentes cantidades. La técnica emplea el principio de Arquímedes para determinar el volumen por el fluido desplazado. El fluido desplazado es un gas (helio, nitrógeno por ejemplo) el cual puede penetrar los finos poros asegurando la máxima precisión.

2.4.- MEDIDAS DE MICRODUREZA

Para determinar la influencia del contenido del material cerámico en las propiedades de dureza, se hicieron pruebas de microdureza Vickers para el compuesto con sílice y para el compuesto con alúmina después de la laminación; para el compuesto con grafito se hicieron antes y después del tratamiento térmico. La dureza del refuerzo particulado reportada es para la alúmina 9 Mohs, la sílice 7 Mohs y el grafiro de 0,5 a 1,5 Mohs. Para la realización de las pruebas

se pulieron las muestras con lija número 600, de carburo de silicio, para así obtener una superficie lisa y plana. Las medidas fueron hechas con un microdurómetro Shimadzu Tipo-M 4464 utilizando una carga de 100g y un tiempo de indentación de 15 segundos.

2.5.- PRUEBAS DE TENSION

Para la determinación del efecto de los diferentes contenidos de sílice y de alúmina en el compuesto, se hicieron cinco medidas del ensayo de tensión, para cada una de las muestras, que corresponden a los diferentes porcentajes de cerámica, después de laminadas.

Para llevar a cabo dichas pruebas, se construyeron probetas de cada una de las muestras del material laminado. Las muestras fueron preparadas en el taller del Instituto de Investigaciones en Materiales, según el modelo mostrado en la figura 10, las cuales fueron pulidas con lija número 400 y posteriormente con lija número 600, con el fin de eliminar posibles zonas de concentración de esfuerzos producidas por el maquinado.

Las pruebas de tensión se hicieron con una máquina Instron Universal modelo 1125, que tiene una capacidad hasta 10 000kg y valores de rapidez del cabezal que van desde 0,05mm/min hasta 500mm/min. La rapidez de deformación que se utilizó como referencia fue de 10^{-3} s^{-1} que corresponde al esfuerzo máximo de

fluencia para el zinclo.

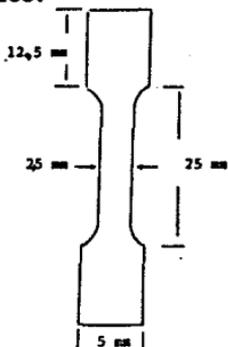


Figura 10.- Probeta para las Pruebas de Tensión.

2.6.- OBSERVACIONES POR MICROSCOPIA ELECTRONICA DE BARRIDO

Para poder observar el lugar en donde se depositó el material cerámico dentro de la matriz metálica después de ser preparado el compuesto, así como para observar la microestructura del material compuesto con sílice o con alúmina después del laminado y de los posteriores ensayos de tensión, y del compuesto con grafito antes y después del tratamiento térmico, se realizaron observaciones en el microscopio electrónico de barrido (M.E.B.).

Para llevar a cabo estas observaciones, se utilizó un microscopio electrónico de barrido Jeol modelo T-20 el cual permite amplificaciones desde 35x hasta 30 000x con un poder de resolución de 100Å. Las muestras fueron cortadas a un diámetro

fluencia para el zinalco.

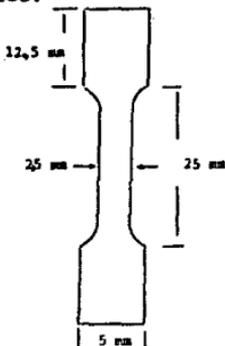


Figura 10.- Probeta para las Pruebas de Tensión.

2.6.- OBSERVACIONES POR MICROSCOPIA ELECTRONICA DE BARRIDO

Para poder observar el lugar en donde se depositó el material cerámico dentro de la matriz metálica después de ser preparado el compuesto, así como para observar la microestructura del material compuesto con sílice o con alúmina después del laminado y de los posteriores ensayos de tensión, y del compuesto con grafito antes y después del tratamiento térmico, se realizaron observaciones en el microscopio electrónico de barrido (M.E.B.).

Para llevar a cabo estas observaciones, se utilizó un microscopio electrónico de barrido Jeol modelo T-20 el cual permite amplificaciones desde 35x hasta 30 000x con un poder de resolución de 100Å. Las muestras fueron cortadas a un diámetro

aproximado de 5mm utilizando una sierra con polvo de diamante. Posteriormente fueron pulidas con lija número 400 y número 600 respectivamente, seguido de otro pulido a espejo con alúmina de 0,05 μm . Luego se les hizo una limpieza con acetona, para eliminar las grasas.

Una vez preparada la muestra ésta se montó en un cilindro de bronce de 1cm de diámetro y se fijó con pintura de plata para facilitar una buena conducción eléctrica. La muestra del compuesto con grafiro fué observada antes y después del tratamiento térmico. Las muestras con sílice y alúmina fueron observadas en el M.E.B. antes de laminar, una vez laminadas y después de las pruebas de tensión. Estas últimas fueron observadas tanto en la fractura como en la superficie cercana a la fractura.

CAPITULO 3

3.- RESULTADOS EXPERIMENTALES

Para poder establecer la cantidad de sílice que podía aceptar el zinalco, por el método de batido mecánico, se realizaron varias pruebas, agregando diferentes porcentajes en volumen de la cerámica. En el caso de los refuerzos de alúmina y de grafito se realizó solo una prueba. Para determinar qué cantidad se pudo mezclar en cada caso; se realizaron medidas de la densidad para la sílice y la alúmina después del laminado y para el compuesto con grafito después de su preparación utilizando la regla de las mezclas.

Se laminó el compuesto con sílice y alúmina para dispersar al cerámico en la matriz, así como eliminar las estructuras de fundición. Después de laminar las muestras, se procedió a realizar pruebas mecánicas, tales como dureza, esfuerzos, deformación, y a comparar estos resultados con los de la matriz metálica. También se observó la microestructura del compuesto, con un M.E.B., antes de laminar, después de laminado, y posterior a las pruebas de tensión. El compuesto con grafito se sometió a una temperatura de 350° C por tres días y luego fue templado en agua, posteriormente se midió su dureza y se observó la microestructura por el M.E.B. antes y después del tratamiento térmico.

3.1.- DENSIDADES DEL COMPUESTO

Al momento de preparar el compuesto, parte del material cerámico se quedaba en las paredes del crisol, por lo que se procedió a medir las densidades después de laminar para los compuestos con sílice y alúmina, y después de la obtención del compuesto con grafito. Con estos resultados y la utilización de la regla de las mezclas, se obtuvo el porcentaje en volumen del material cerámico aceptado por la matriz metálica.

Las densidades, sus respectivos porcentajes en volumen para las diferentes muestras, así como la nomenclatura que se utilizará en este trabajo aparecen en la Tabla No.1

TABLA N° 1
MEDIDAS DE DENSIDAD Y PORCENTAJE DE CERAMICA ACEPTADA

MUESTRA	DENSIDAD(g/cc)	X en vol. de cerámica agregada	X en vol. de cerámica aceptada
M0(óxido de Zn)	5,400 ± 0,001	0,0	0,0
M1(sílice)	5,348 ± 0,001	9,7 ± 0,1	1,9 ± 0,4
M2(sílice)	5,318 ± 0,020	18,5 ± 0,1	3,0 ± 0,7
M3(sílice)	5,263 ± 0,004	33,8 ± 0,1	5,0 ± 0,1
M4(alúmina)	5,383 ± 0,004	6,6 ± 0,1	1,2 ± 0,3
M5(grafito)	5,266 ± 0,010	20,0 ± 0,1	3,4 ± 0,4

De los diferentes porcentajes en volumen de sílice agregados para la elaboración del material compuesto, a la matriz metálica en cada caso, se observa lo siguiente:

Para un 9,7% en volumen agregado de sílice, la matriz metálica sólo aceptó un 1,9% en volumen del material adicionado. Para un 18,5% en volumen agregado sólo aceptó un 3,0% en volumen y para un 33,8% en volumen sólo aceptó un 5,0% en volumen en el material compuesto. Para un 6,6% en volumen agregado de alúmina sólo aceptó un 1,2% en volumen en el material compuesto. Los resultados muestran que para un mayor porcentaje en volumen agregado la cantidad aceptada por el material compuesto es mayor.

Se realizó sólo una prueba con alúmina y una con grafito. Para un 6,6% en volumen agregado de alúmina sólo se mezcló el 1,2% en volumen, valor que está cercano al caso en el que se agregó sílice con este mismo porcentaje. Para el grafito se mezcló un 3,4% en volumen.

3.2.- MICRODUREZA DE LAS MUESTRAS

Para poder comparar el efecto que tienen sobre la matriz metálica los diferentes porcentajes en volumen del refuerzo cerámico, se realizaron pruebas de microdureza.

Se hicieron 10 medidas de microdureza en cada una de las muestras y el valor promedio con su desviación correspondiente para cada caso, aparece en la tabla No. 2.

TABLA N° 2
MEDIDAS DE MICRODUREZA VICKERS

MUESTRA	MICRODUREZA VICKERS (HV) con carga de 100g
MR	79 \pm 2
M1	83 \pm 2
M2	99 \pm 2
M3	105 \pm 2
M4	98 \pm 2

Los valores obtenidos nos indican que la dureza en los compuestos es mayor, 83HV para un 1,9% en volumen de sílice, que para la matriz metálica, que tiene un valor de 79HV. Ésta a su vez aumenta con el porcentaje en volumen de sílice agregada. Lo cual se puede ver mejor a través de la gráfica de dureza vs. % en volumen de sílice presente en la matriz.

Para el compuesto con alúmina la dureza también resultó mayor, presentando un valor de 98HV. Este valor a su vez es superior al que se obtuvo cuando se logró mezclar la misma cantidad de sílice, con la matriz metálica. Para el compuesto con grafito la dureza medida antes del tratamiento térmico fue mayor que la presentanda por la matriz metálica siendo de 118HV, después del tratamiento térmico su valor aumento a 178HV. El valor inicial corresponde a la presencia del grafito en la matriz y su aumento posterior se debe a que el tratamiento térmico proporciona una estructura más fina a la matriz metálica

DUREZA-vs-PORCENTAJE EN VOLUMEN REFUERZO presente en la MATRIZ METALICA

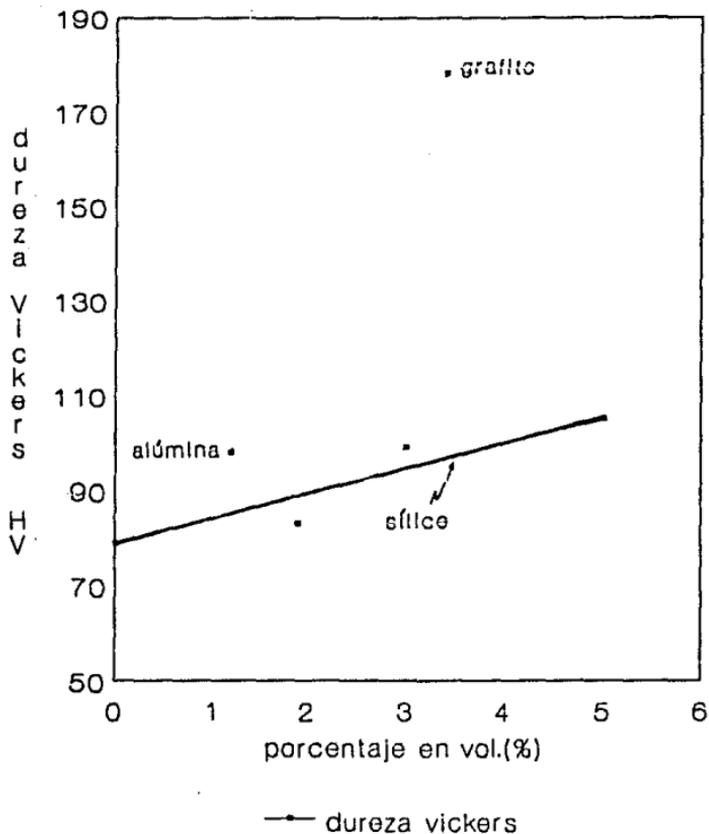


Figura 11.- Gráfica Dureza-vs-Porcentaje en volumen del refuerzo presente en la matriz metálica.

haciendo que ésta tenga una mayor resistencia mecánica lo cual hace que la dureza del compuesto sea superior al obtenido para un porcentaje semejante de sílice en el compuesto.

Los resultados de la dureza de los cmm's presenta valores superiores a materiales tales como Al380, latón.

3.3.- PRUEBAS DE TENSION

Para determinar el efecto que tienen en las propiedades mecánicas, los diferentes porcentajes en volumen de la cerámica agregada al zinalco (sílice o alúmina), comparadas con la de la matriz metálica, se realizaron ensayos de tensión a las diferentes muestras.

De las gráficas obtenidas para las cinco pruebas de tensión efectuadas en cada muestra, con la máquina Instron, se procedió a medir los valores de la carga, para el caso en que la deformación es elástica. Los resultados obtenidos de las pruebas mecánicas fueron procesados mediante un programa de computadora. Los valores obtenidos con éste son: esfuerzo ingenieril de cedencia, esfuerzo real de cedencia, esfuerzo ingenieril máximo, esfuerzo real de ruptura, deformación a la cedencia, y la deformación a la ruptura. Los resultados se resumen en las Tablas N^o 3 y 4.

TABLA N° 3
PRUEBAS DE TENSION

Muestra	Esfuerzo Ingenieril a la Cedencia (MPa)	Esfuerzo Ingenieril Máximo (MPa)	Esfuerzo Real a la Cedencia (MPa)	Esfuerzo Real a la Ruptura (MPa)
MR	112 ± 17	172 ± 26	112 ± 17	237 ± 8
M1	138 ± 9	192 ± 18	138 ± 9	201 ± 23
M2	159 ± 24	258 ± 19	161 ± 25	274 ± 22
M3	98 ± 12	204 ± 10	99 ± 12	208 ± 12
M4	126 ± 7	312 ± 38	128 ± 7	329 ± 38

TABLA N° 4
PRUEBAS DE TENSION (CONT.)

Muestra	Deformación a la Cedencia (x)	Deformación a la Ruptura (x)
MR	0,50 ± 0,01	41,00 ± 6,00
M1	0,71 ± 0,09	5,88 ± 1,70
M2	1,12 ± 0,10	7,95 ± 1,40
M3	0,61 ± 0,07	1,85 ± 0,27
M4	0,60 ± 0,08	4,70 ± 0,09

Al comparar los resultados de las pruebas de tensión de las muestras del material compuesto y de la matriz metálica, se observa que el esfuerzo ingenieril a la cedencia y el esfuerzo ingenieril máximo son mayores para un 1,9% en volumen de sílice (138MPa y 192MPa respectivamente) que los de la matriz metálica (112MPa y 172MPa respectivamente). Estos valores aumentan a 159MPa y 258MPa para un 3,0% en volumen de sílice y después

disminuyen a 98MPa y 204MPa para un 5,0% en volumen de sílice. Para la alúmina la variación es de 126MPa y 312MPa, siendo el esfuerzo ingenieril a la ruptura casi dos veces mayor que el de la matriz metálica.

Los esfuerzos real a la cedencia y a la ruptura inicialmente tienen valores de 112MPa y 237MPa respectivamente para la matriz metálica comparados con 138MPa y 201MPa para un 1,9% en volumen de sílice. Estos valores aumentan a 161MPa y 274MPa para un 3,0% en volumen de sílice y luego disminuyen a 99MPa y 208MPa para un 5,0% en volumen de sílice. Para un 1,2% en volumen de alúmina presenta valores de 128MPa y 329MPa respectivamente.

Los porcentajes de deformación a la cedencia y a la ruptura tienen inicialmente valores de 0,50% y 41% para la matriz metálica comparados con 0,71% y 5,88% para un 1,9% en volumen de sílice, variando a 1,12% y 7,95% para un 3,0% en volumen de sílice, disminuyendo a 0,61% y 1,85% para un 5,0% en volumen de sílice. Para un 1,2% en volumen de alúmina se obtienen valores de 0,60% y 4,70% respectivamente.

3.4.- IMAGENES POR MICROSCOPIA ELECTRONICA

Para saber en que lugares se depositó el cerámico (sílice, alúmina o grafito) dentro del zinalco después de la elaboración del compuesto, y para poder estudiar la microestructura de las

muestras con grafito antes y después del tratamiento térmico, y de las muestras laminadas con sílice y alúmina, antes y después de las pruebas de tensión, se procedió a hacer observaciones de las diferentes muestras en el M.E.B..

En las microfotografías del cmm en la figura 12 se pueden observar las fases de la matriz metálica del compuesto, teniendo una fase α rica en aluminio (zona oscura) y una fase $\alpha + \beta$ con una microestructura de tipo perlita laminar; como lo muestra el trabajo de Torres V., Gabriel⁽¹⁶⁾, figura 8.

También se puede observar que la fase α tiene una forma redondeada por efecto del batido, como se esperaba⁽²⁰⁾, esto permite que el compuesto pueda ser trabajado a temperaturas muy por debajo del liquidus de manera mas eficiente con el consabido ahorro de energía en el proceso.

La microfotografía de la figura 13, nos muestra como se depositó el material cerámico (sílice o alúmina) en la matriz metálica, haciéndolo específicamente en la fase $\alpha + \beta$ del compuesto, quizás por su menor dureza o por su diferencia en el punto de fusión. Se puede apreciar que la cerámica entra en la matriz en forma de conglomerados y de manera no homogénea. Es probable que el resto del poro que se observa en la microfotografía, estaba totalmente cubierto de la cerámica, pero ésta pudo desprenderse con el pulido mecánico.

Para el compuesto con grafito, figura 14, se observa en la microfotografía que el grafito está distribuido más uniformemente; depositándose en las fases $\alpha + \beta$ de igual manera

que en el caso de la sílice y la alúmina, también se observa que presenta la fase α en forma redondeada. La distribución es más uniforme, aunque existen zonas en las cuales hay aglomeración del grafito, esto se debe, quizás, a que los parámetros como la velocidad del batido (rpm) y la velocidad de enfriamiento (en agua) fueron mayores, a los del compuesto con sílice o alúmina durante la elaboración del cmm. Al aumentar las rpm en el batido hay una disminución en la viscosidad de la matriz fundida, permitiendo de esta manera un mejor mojado del grafito con el zinalco.

De igual manera se puede observar en las microfotografías la forma en que el grafito lubrica la muestra al momento del pulido, indicándonos sus propiedades como material antifriccionante. El material presenta menos porosidad al momento del pulido, siendo mayor en las proximidades de las paredes del recipiente y en el fondo del mismo, ésto puede deberse, como explicamos anteriormente a los parámetros de solidificación del compuesto.

La microfotografía de la figura 16, nos muestra la microestructura de la matriz metálica después de laminar, observándose la estructura perlítica nodular en la dirección de la laminación.

Después del tratamiento térmico al cmm con grafito, se observa en las microfotografías, figura 15, que hay un crecimiento de la fase $\alpha + \beta$ la cual tiene una estructura de perlita fina. El compuesto, al mantenerlo a 350° C por tres

días, se encuentra en la fase γ , ver diagrama de fase, al ser templado de 350°C a 20°C presenta la formación de perlita fina la cual da un aumento de su resistencia mecánica lo que se corrobora por las pruebas de dureza hechas al compuesto después del tratamiento térmico.

La figura 17, nos muestra la microestructura del material compuesto después de laminar, observándose un crecimiento de la fase $\alpha + \beta$, debido al proceso de laminado. El cmm al ser laminado a 240°C fue trabajado según el diagrama de fases en la región $\alpha + \beta$ muy próxima a la fase γ esto permite que la matriz al ser pasada por los rodillos presente una estructura de perlítica nodular en la dirección de la laminación lo que le proporciona un aumento en las propiedades mecánicas al compuesto. De igual manera se notan pequeñas cavidades en esta fase que se pueden deber al hecho de que al momento de preparar las muestras para su observación, el material cerámico fue desalojado de estos lugares por la forma del pulido que se les dió. También se puede observar en la microfotografía de la figura 17 que la presencia del material cerámico es heterogénea en la matriz metálica del compuesto.

La figura 18, nos muestra la microestructura de las muestras después de las pruebas de tensión, cerca de la fractura, en donde se puede notar que la fase α se alarga en la dirección de la tensión, de igual manera se notan conglomerados del cerámico que se alargan. Con mayor laminación la dispersión puede llegar a ser total.

La microfotografía de la figura 19, muestra la zona de fractura, que corresponde al compuesto laminado visto de frente. Se puede apreciar, en la figura 20, que parte de la cerámica entra en forma de capas y de manera no homogénea. Esto puede ser causado por regiones no completamente dispersadas del refuerzo cerámico que tan sólo se extiende, sin dispersarse completamente.

La figura 21, corresponde a la microfotografía del zinalco visto de frente, se observa que aquí no se da la presencia de capas, como en el caso en que se le agregó la cerámica.

Al comparar las microfotografías, vistas de frente, de las pruebas de tensión después de la fractura podemos inferir que la formación de las capas en el compuesto se deben a la presencia del cerámico (sílice o alúmina) en el zinalco y parte de éste se deposita entre la matriz metálica como se ve en la microfotografía de la figura 18.

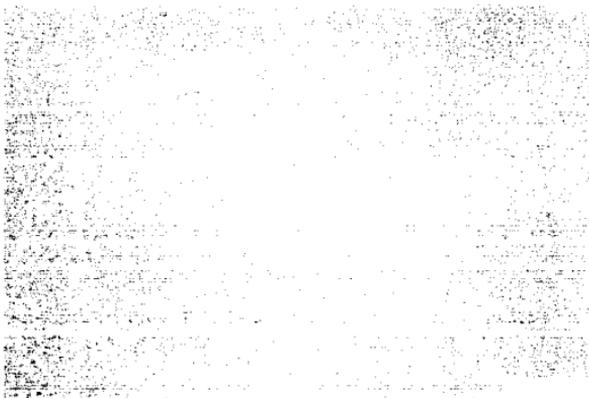


Figura 12.- Microestructura del compuesto metal cerámico antes de laminar. Se puede observar la fase α redondeada debido al batido mecánico y la fase $\alpha + \beta$ que tiene una estructura periférica laminar.



Figura 13.- Microestructura que muestra los depósitos del material cerámico, sílice, antes de laminar en la fase $\alpha + \beta$.

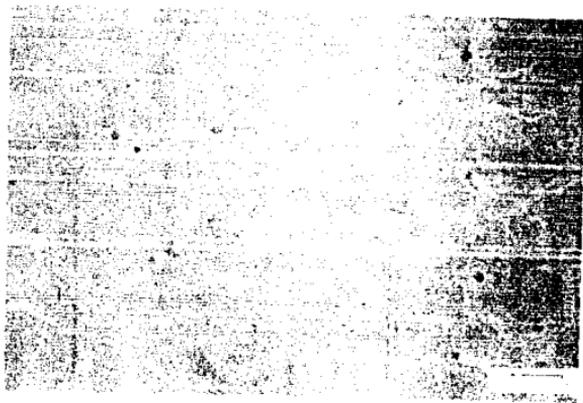


Figura 14a.

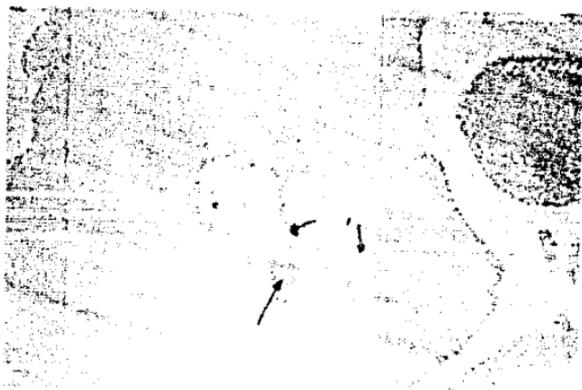


Figura 14b.

Figura 14 a y b.- Vista del cmm con grafito. Se puede observar la presencia del grafito en la matriz metálica en la fase $\alpha + \beta$.

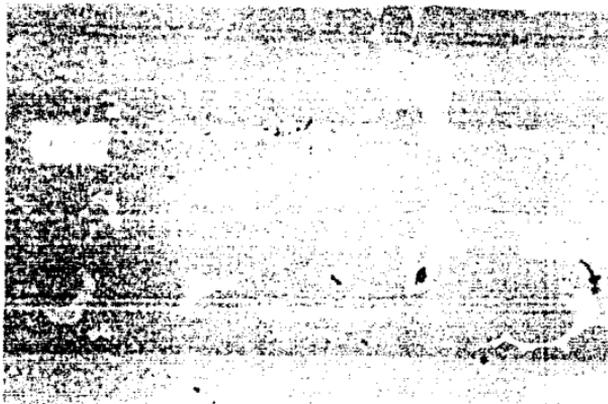


Figura 15a.



Figura 15b.

Figura 15 a y b.- Microfotografía que muestra el tipo de estructura del cmc con grafito después del tratamiento térmico. Se observa un crecimiento de la fase $\alpha + \beta$ con una estructura de perlita fina.



Figura 16.- Microfotografía del zinc sin cerámico después de laminar. Se observa la microestructura perlita nodular en la dirección de la laminación.

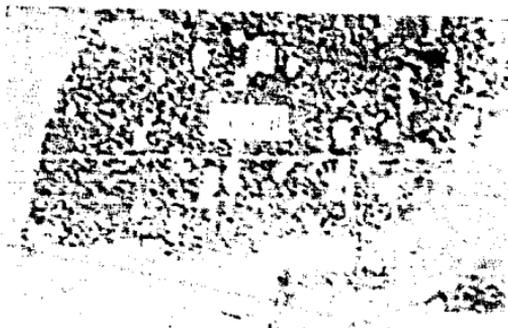


Figura 17.- La microestructura del cmm después de laminar. Se observa un aumento de la fase $\alpha + \beta$ y la presencia del cerámico en esta fase de manera heterogénea.

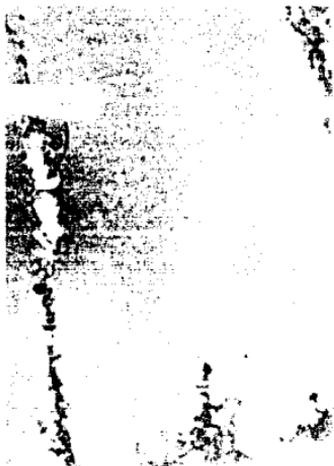


Figura 18.- Microestructura del cmm despues de las pruebas de tensión. Se observa que la fase $\alpha + \beta$ se alarga en la dirección de la tensión. Se aprecia el alargamiento de los conglomerados de cerámica.



Figura 19.- Vista de la fractura para el cmc. Se observa la formación de capas.



Figura 20.- Microfotografía que muestra al material cerámico, en las zonas de capas del cmc después de la fractura.



Figura 21.- Microfotografía de la fractura del zinc sin refuerzo, no se observa la formación de capas como en el cmm.

CAPITULO 4

4.- DISCUSION DE LOS RESULTADOS

El estudio hecho por M.E.B., a los cmm's con diferentes porcentajes en volumen de sílice , muestra una variación en los valores obtenidos para las pruebas de dureza y tensión comparados con los de la matriz metálica. Al analizar estas variaciones en la dureza, esfuerzos y deformación, se obseva que la muestra con un 3,0% en volumen presenta los mejores resultados. Este variación en sus propiedades mecánicas la hace en detrimento de la ductilidad de la matriz. Para los compuestos con alúmina y grafito, también hay un aumento en sus propiedades mecánicas con respecto al zinalco.

De los resultados obtenidos, mostrados en las figuras 13 y 14, se puede decir que el material cerámico utilizado en este trabajo sólo se puede mezclar parcialmente con el zinalco depositandose el refuerzo en la fase $\alpha + \beta$, la cual presenta una estructura de perlita laminar, debido a que esta fase tiene menor punto de fusión con respecto a la fase α y por su menor dureza.

De los porcentajes en volumen del material cerámico agregado al zinalco se observa (ver tabla N° 1) que éste sólo aceptó parte del cerámico, ya que el resto emigraba hacia las paredes y la superficie. Cuando se agregó un 9,75% en volumen

de sílice, sólo aceptó un 1,9%, esto representa el 38% del material agregado. Para un 18,5% en volumen, sólo aceptó un 3,0%, lo cual representa el 30% del material agregado. En el caso en que se agrega un 33,8% en volumen, sólo aceptó un 5,0%, lo que representa el 25% del material agregado. Se puede decir que a medida que la cantidad en volumen del material cerámico agregado al zinalco aumenta, el porcentaje en volumen que se mezcla también aumenta, quedándose el resto del material en las paredes del crisol. Cuando se utilizó la alúmina se determinó que el porcentaje en volumen aceptado fue de 1,2%, lo que representa un 24% del material agregado al zinalco. Al utilizar grafito el porcentaje en volumen fue de 3,4%.

Una de las razones por las cuales no toda la cerámica agregada se logró mezclar con el zinalco es porque el ángulo de contacto entre el material cerámico y la matriz metálica fundida es muy grande, dando como resultado que ésta no moja del todo al cerámico⁽¹¹⁾. Aunque logramos que la aleación fluya rápidamente por medio del batido mecánico, haciendo que disminuya la viscosidad de la metal semisólido, esto no es suficiente para obtener una total homogenización, tal como se observa en las figuras 13 y 14, del material compuesto.

Después de hacer los cortes longitudinales y transversales los materiales compuestos con sílice o alúmina muestran cavidades que contienen material cerámico, figura 13, las cuales son causadas por la contricción del refuerzo al momento del batido y su posterior enfriamiento. Estas cavidades no permiten

que se distribuya uniformemente el cerámico, por lo cual posteriormente las muestras de los compuestos fueron laminadas en caliente, permitiendo de esta manera eliminar las cavidades que contiene el refuerzo y haciendo que éste se distribuya en la matriz metálica, figuras 17 y 20, para así obtener una mejor homogenización de los cmm's. En el cmm con grafito los poros son mucho mas pequeños aumentando su presencia hacia los bordes del recipiente, esta diferencia, se puede deber a que al preparar el cmm la velocidad del batido y de enfriamiento fueron mayores que para los cmm's con sílice o alúmina.

La microfotografía del compuesto con grafito muestra, figura 14, los lugares en que se depositó el refuerzo, siendo estos la fase $\alpha + \beta$. La distribución del grafito es más uniforme que en el caso de los otros cerámicos. En la microfotografía después del tratamiento térmico, figura 15, se observa que hay un crecimiento de la fase $\alpha + \beta$, que tiene una estructura de perlita fina, esta estructura aunada a la presencia del grafito contribuye a que el material sea más duro. La dureza del cmm con grafito antes del tratamiento térmico es de mayor que la del zinalco y después del tratamiento térmico la dureza aumenta significativamente de 118HV a 178HV. Al mantener este compuesto a 350^o C durante tres días se tiene un crecimiento de la fase γ , figura 8, que al ser templado de 350^oC a 20^o C, pasa a la fase $\alpha + \beta$ que describimos anteriormente.

Los cmm's preparados muestran dendritas redondeadas de fase α que son características de la técnica de reovaciado⁽¹³⁾ ,

figuras 12 y 14, la presencia de estas dendritas permiten realizar procesos secundarios, tales como forja, rolado o extrusión, usando poca energía.

En el compuesto laminado que contiene sílice, la microdureza es mayor que la obtenida para la matriz metálica. La gráfica de dureza-vs.-% volumen presente de sílice, muestra un incremento paulatino con el porcentaje, llegando a ser hasta un 33% mayor que en el zinalco, esto es un indicativo de la pérdida de ductilidad en el compuesto con el aumento del porcentaje en volumen. La matriz metálica en el compuesto laminado presenta un aumento de la fase $\alpha + \beta$, con una estructura de perlita nodular, la cual proporciona al zinalco un aumento de la resistencia mecánica, que al aumentar los porcentajes en volumen del refuerzo, proporcionan al compuesto una mayor dureza, figura 17.

En el caso en que se agregó alúmina, la microdureza varía de 79HV a 98HV, lo que representa un aumento de dureza del 24%, para un aumento en volumen de alúmina del 1,2%. Este aumento de dureza es mayor que el obtenido para el mismo porcentaje en volumen de sílice, lo cual puede deberse a que la alúmina es mucho más dura que la sílice y a que hay una mejor distribución de la alúmina en la matriz. Los cmm's con sílice y alúmina fueron laminados, presentando un aumento de la fase $\alpha + \beta$ con estructura de perlita nodular, lo cual hace que la resistencia mecánica de la matriz metálica aumente, figura 17. Al tener diferentes valores de dureza para porcentajes en volumen semejantes, se puede concluir que el aumento de la dureza se

deba al refuerzo cerámico utilizado.

Para el grafito la microdureza varía de 79HV a 178HV, lo cual representa un aumento del 125%. Este aumento es mucho mayor que el obtenido para un porcentaje parecido de sílice agregada al compuesto. Podemos atribuir este incremento al hecho de que el grafito está distribuido de manera más uniforme en la matriz y también a la resistencia mecánica de la matriz metálica, después del tratamiento térmico realizado sobre ella. Este aumento en la dureza nos indica que el material es más frágil.

En las pruebas de tensión el esfuerzo ingenieril a la cedencia y a la ruptura de los cmm's con sílice o alúmina, presentan variación con respecto a los valores correspondientes a la matriz metálica, ver tabla N° 3. Se tiene que, para valores de 112MPa y 172MPa de esfuerzo ingenieril a la cedencia y a la ruptura respectivamente en el caso de la matriz metálica, los valores para el compuesto cambian a 138MPa y 192MPa para un 1,9% en volumen de sílice, lo cual representa una variación del 23% y 12% respectivamente. Para un 3,0% en volumen de sílice la variación es de 42% y 50% y para un 5,0% en volumen de sílice hay una disminución del 12% para el esfuerzo ingenieril de cedencia y una variación de 19% para el esfuerzo ingenieril de ruptura. Estos resultados indican que, para un 1,9% en volumen de sílice presente en el compuesto, los cambios son muy pequeños y que estos son mayores para un 3,0% en volumen; para un 5,0% en volumen de sílice en el compuesto, los valores sufren una

disminución. Podemos observar que, un valor cercano al 3,0% en volumen de sílice es el óptimo para que ambas propiedades del compuesto se combinen para obtener mayores esfuerzos ingenieriles. Para la alúmina la variación obtenida del esfuerzo ingenieril a la cedencia y a la ruptura fue de 12,5% y 81% respectivamente, comparados con los de la matriz metálica.

Para los esfuerzos reales a la cedencia y ruptura, ver tabla N°3, de la matriz metálica y el compuesto con un 1,9% en volumen de sílice presente, la variación es de 23% y una disminución del 15%. Para un 3,0% en volumen se tiene un aumento de 43% y 15% respectivamente. Para un 5,0% en volumen se tiene una disminución de 12% para ambos. Para la alúmina hay un aumento del esfuerzo real a la cedencia y a la ruptura de 15% y 39% respectivamente, comparándolos con los de la del zinalco.

Para los porcentajes de deformación a la cedencia y a la ruptura, ver tabla N° 4, se tiene una variación con el porcentaje en volumen del material cerámico en el compuesto. Para un 1,9% en volumen de sílice el porcentaje de deformación a la cedencia aumenta en un 42%, no así para el de ruptura que disminuye 86%. Para un 3,0% en volumen el porcentaje de deformación a la cedencia varía en un 124% y para la ruptura disminuye en 81%. Para un 5,0% en volumen el porcentaje de cedencia varía sólo 22% y el de ruptura disminuye en un 95%. Para un 3,0% en volumen de sílice, el porcentaje de deformación a la cedencia presenta un aumento mucho mayor que los otros porcentajes en volumen, para el porcentaje de deformación a la

ruptura el resultado también presenta un mejor valor que los obtenidos para los otros porcentajes. Para la alúmina la variación de los porcentajes de deformación a la cedencia es del 22% y para la ruptura disminuye un 89%.

El cmm al ser laminado presenta un aumento de la fase $\alpha + \beta$ con estructura de perlitita nodular esto hace que la resistencia mecánica de la matriz aumente, el cmm al ser sometido a pruebas de tensión transfiere la carga al refuerzo haciendo que este fracture al material ya sea por la rigidez del cerámico o la concentración de esfuerzos en la interfase metal/cerámico. Al haber un mayor porcentaje en volumen este contribuye más al aumento en los esfuerzos de cedencia y máximo como a la disminución en los porcentajes de deformación a la cedencia y a la ruptura. Al seguir aumentando el porcentaje en volumen es el refuerzo el que determina la resistencia mecánica del cmm haciendo que esta no sea una combinación de metal-cerámico por lo que hay una disminución en los esfuerzos de cedencia, pero no así de la dureza la cual aumenta debido a la presencia mayor en el compuesto.

Una distribución homogénea, así como el tamaño de partícula permite una mejor transferencia de la carga al refuerzo al momento de ser sometido a esfuerzos ya que puede disminuir la concentración de esfuerzos en la interfase metal/cerámica, figura 18, disminuyendo el inicio de la fractura en la interfase. Se hace necesario realizar, pruebas in situ, en el M.E.B. para observar los mecanismos de deformación del cmm en la

interfase metal/cerámica.

De los resultados de la prueba de tensión se puede observar para una pequeña cantidad, 1,9% en volumen, de sílice en el compuesto que los valores no cambian mucho, y para una mayor cantidad, 3,0% en volumen de sílice, la variación es significativa. Los resultados de las pruebas de tensión para éste porcentaje en volumen muestra un aumento en todas sus propiedades mecánicas: esfuerzo de cedencia, ruptura, deformación, lo que indica que este porcentaje es el óptimo obtenido por este método. Para un 5,0% en volumen de sílice estos valores disminuyen indicándonos que para valores mayores de porcentaje en volumen no mejoran las propiedades mecánicas del compuesto.

La disminución drástica en los porcentajes de deformación a la ruptura se puede atribuir a los depósitos del material cerámico en la matriz metálica, figura 17, lo que puede impedir que el mecanismo de deformación por granos, que se da en el zinalco⁽¹⁶⁾, no ocurra libremente. El refuerzo puede impedir que los granos se muevan, haciendo que el material se endurezca por deformación ocasionando rápidamente su fractura. Sugerimos el estudio de manera mas detallada, por deformación in situ en el M.E.B..

En las pruebas de tensión, ver tablas n° 3 y 4, el esfuerzo de cedencia aumenta en el compuesto hasta un 43% con respecto a la matriz metálica indicándonos que el material necesita un mayor esfuerzo para que pueda fluir. Los porcentajes de

deformación a la ruptura muestran una disminución muy significativa, tabla N^o 4, lo que indica una pérdida de ductilidad en el compuesto a causa de la cerámica. El porcentaje de deformación a la ruptura, del compuesto con sílice, presenta una disminución con respecto a la matriz metálica, lo cual indica también una pérdida de ductilidad en el material, esto se debe a la presencia del material cerámico en el compuesto.

En general las propiedades mecánicas del compuesto mejoran, a costa de la ductilidad de la matriz; observándose inicialmente un aumento poco significativo de las propiedades. Posteriormente siguen aumentando, obteniéndose el valor óptimo para un 3,0% en volumen de sílice, y después una disminución. La causa, de ésto puede ser que teniendo inicialmente poco porcentaje en volumen, sean las propiedades de la matriz las que prevalezcan y después se llega a un valor máximo del porcentaje en volumen presente en el compuesto haciendo máximo los valores y luego de este valor son las propiedades del material cerámico las que empiezan a prevalecer haciendo que haya una disminución en dichos valores.

Haciendo una comparación con trabajos previos a éste, pero para diferentes materiales, no se reporta para porcentajes menores al 10% en volumen un mejoramiento de las propiedades mecánicas por este método^(11,12). Un mejoramiento en la homogenización del *cmm* por esta técnica podría significar mejores propiedades a las obtenidas para estos porcentajes.

ESTA TESIS NO DEBE
SALIR DE LA BIBLIOTECA

Para ello se hace necesario, tal vez controlar la temperatura de enfriamiento del compuesto en estado semisólido durante el batido, para así permitirle mayor tiempo de contacto a las partículas de refuerzo con la matriz metálica y así lograr un mayor mojado del cerámico. También se puede controlar la velocidad del batido (cizallamiento o rpm) y así disminuir la viscosidad del compuesto semisólido y lograr una mejor compactación en el cmm.

Otra alternativa podría ser, utilizar la técnica de colada continua como también la de metalurgia de polvos en la cual se pueden controlar de una mejor manera los porcentajes en volumen, la homogenización y la compactación del cmm.

CAPITULO 5

5.- CONCLUSIONES

En este trabajo se ha elaborado un material compuesto metal-cerámico (cmm), utilizando al zinalco como matriz metálica y sílice en diferentes porcentajes como agregado cerámico, por la técnica de batido mecánico (reovaciado). Se realizó un ensayo con alúmina, con un sólo porcentaje, como agregado cerámico para comparar los resultados con respecto a los porcentajes de sílice. Además, se hizo un ensayo con grafito para observar el grado de humedecimiento que podía tener en el zinalco. Se han estudiado por medio de pruebas de tensión, dureza y observaciones por microscopía electrónica de barrido sus propiedades mecánicas. Las conclusiones que se obtienen de este trabajo son:

1.- El zinalco se puede mezclar con el refuerzo cerámico obteniéndose porcentajes en volumen, de sílice, entre 1,9% y 5,0% por esta técnica. Siendo el de 3,0% en volumen el que mejores propiedades mecánicas presenta.

2.- Las observaciones por el M.E.B. nos muestra que el material cerámico se deposita en la fase $\alpha + \beta$ en una forma heterogénea. Posiblemente debido a que esta fase es la más blanda de la matriz metálica o por la diferencia en el punto de fusión.

3.- La dureza del cmm con sílice aumenta hasta un 33% con respecto a la matriz metálica, aumentando con el porcentaje en volumen del cerámico, esto es corroborado por la disminución, hasta un 7,95%, en los porcentajes de deformación a la ruptura y el aumento del esfuerzo ingenieril máximo, hasta un 50%, con respecto al zinalco.

4.- El cmm con grafito presenta una distribución mas uniforme, éste se deposita en la fase $\alpha + \beta$ de la matriz metálica. Esta distribución se debe a la rapidez del batido con que fue preparado como al templado (en agua).

5.- La dureza del cmm con grafito tiene un aumento de 125% con respecto al zinalco para un porcentaje en volumen semejante de sílice esto se puede deber tanto a el crecimiento de la fase $\alpha + \beta$ que tiene una estructura de perlita fina, que tiene mejor resistencia mecánica debido al tratamiento térmico, que en el caso del cmm con sílice laminado el cual presenta en la matriz una estructura de perlita nodular con menor resistencia mecánica que para el compuesto con grafito y también a la distribución mas uniforme y a la dureza del grafito.

6.- Los resultados de los esfuerzos ingenieriles tanto de cedencia como de ruptura nos muestran que el material cmm con sílice sufre un aumento hasta de un 42% para el de cedencia y 50% para el de ruptura. Los esfuerzos reales muestran un aumento hasta un 43% para la cedencia y hasta un 15% para la ruptura. Todo esto con respecto al material matriz (zinalco).

7.- Los resultados de los porcentajes de deformación nos

muestran, con respecto al zinalco, que para la cedencia hay un aumento de 124% y una disminución del 81% para el de ruptura lo cual es un indicativo de un aumento en la fragilidad del material.

8.- Las pruebas de tensión nos muestran que el cmm mejora las propiedades mecánicas con respecto al zinalco a costa de la ductilidad de la matriz metálica. Para el cmm con alúmina (1,2% en vol.) éste, aún presenta mejores propiedades mecánicas para porcentajes parecidos en volumen de sílice. Esto quizás se debe al tamaño más pequeño de partícula, 0,5 μ m para la alúmina y 10 μ m para la sílice, a una mejor distribución y a la dureza de la alúmina. Se deben realizar mas pruebas con distintos porcentajes para determinar su valor óptimo.

9.- De los resultados obtenidos en la elaboración del cmm por la técnica de batido mecánico (reovaciado) se ha encontrado un mejoramiento en las propiedades mecánicas, obteniendo como valor óptimo el 3,0% en volumen de sílice en el zinalco. De los resultados reportados por esta técnica, para otros materiales, se encuentra un mejoramiento a partir del 10% en volumen de reforzamiento en la matriz metálica^(11,12). De aquí se hace importante obtener un material cmm que tenga una distribución homogénea del refuerzo cerámico, por lo que un perfeccionamiento en la técnica de elaboración, logrará una mejor compactación y esto permitirá posteriores aplicaciones del compuesto.

10.- Esto nos lleva a proponer algunas variantes en cuanto a la elaboración del compuesto: variar de una manera controlada

la rapidez del batido para dispersar de manera más eficaz el refuerzo y así obtener un valor óptimo. Controlar la rapidez de enfriamiento durante la adición del refuerzo, para así permitir un mayor tiempo de contacto entre el zinalco y el cerámico para facilitar el mojado de éste. Esto podría permitir obtener un compuesto más homogéneo y tal vez mejorar aún más sus propiedades mecánicas.

11.- Otra alternativa podría ser, utilizar la técnica de colada continua como también la de metalurgia de polvos en la cual se pueden controlar de una mejor manera los porcentajes en volumen, la homogenización y la compactación del cmm.

REFERENCIAS

- 1.- Hayden, H.W.; Moffatt W.G.; Wulff J.; Propiedades Mecánicas; Editorial Limusa S.A., 1982.
- 2.- Dieter, George; Mechanical Metallurgy; McGraw-Hill, second edition, 1976.
- 3.- Askeland, Donald R.; La Ciencia e Ingeniería de los Materiales; Grupo Editorial Iberoamérica, 1987.
- 4.- Brenner, S.S., J. Appl. Phys.; 33,33 (1962).
- 5.- Brenner, S.S., J. Metals 14(11), 808 (1962).
- 6.- Sutton, W.H., "Whisker Composite Materials- A Propectus for the aerospace designer", Astronautics and Aeronautics, August 1966, 46.
- 7.- Sutton W.H. and Chorn J., Metals Engin. Quart. 3(1), 44 (1963).
- 8.- Divecha, A.P.; Lare, P.; and Hahn, H., "Silicon Carbide Whisker-Metal Matrix Composites", AFML-TR-69-7, May 1969.
- 9.- Biloni, H y Fainstein, D.; Principios Básicos de Solidificación de Metales y Aleaciones, CNEA, Departamento de Metalurgia, Buenos Aires, Argentina, 1969.
- 10.- Reed-Hill, Robert; Principios de Metalurgia Física; Compañía Editorial Continental, 1986.
- 11.- Bhagat, Ram B., Metal Matrix Composites: Processing and Interfases, Edited by: Evertt R.K. and Arsenault R.J.; Academic Press 1991.
- 12.- Maruyama, B.; Barrera E. and Rebenberg, L., Metal

- Matrix Composites: Processing and Interfases, Edited by: Evertt R.K. and Arsenault R.J.; Academic Press 1991.
- 13.- International Encyclopedia of Composites, Editor Stuart M. Lee; U.S.A., 1991.
 - 14.-Harris, Bryan, Ingeniering Composite Materials; Institute of Metals; London, 1986.
 - 15.- Ibrahim, I.A. y otros; Particulate reinforced metal matrix composites-a review; Journal of Materials Science, 1991.
 - 16.- Torres V., Gabriel; Microestructura y Propiedades Mecánicas del Zinalco; Revista Ciencia, 1988, 39.
 - 17.- Campos C., Rafael y otros; Efecto del Recocido en las Aleaciones de Zn-Al; VI Congreso de la Academia de Ingenieria, 1980.
 - 18.- Torres V., Gabriel y otros; El "ZINALCO" Nuevo Material Nuevas Tecnologías; II Congreso Nacional sobre Tecnología Metalúrgica, 1990.
 - 19.- Avitzur, B.; Handbook of Metal Forming Processes. Ed. John Wiley, 1981.
 - 20.- Materials Science and Technology; Edited by Cahn, R.W.; Haasen, P.; Kramer, E. J.; vol. 15, 1991., 1991.
 - 21.- Negrete S., Jesús; Torres V., Gabriel. Aleaciones Zn-Al como Alternativa a las Aleaciones Ricas en Al; V Congreso Academia Nacional de Ingenieria, 1979.