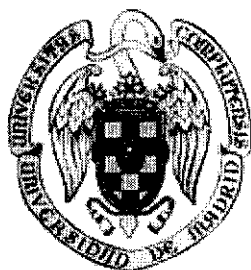


**UNIVERSIDAD COMPLUTENSE DE MADRID
FACULTAD DE CIENCIAS QUÍMICAS**

Dpto. de CIENCIA DE LOS MATERIALES E INGENIERÍA METALÚRGICA



**SOLDADURA POR FUSIÓN DE MATERIALES
COMPUESTOS DE MATRIZ DE ALUMINIO**

TESIS DOCTORAL

MARÍA ISABEL BARRENA PÉREZ

Madrid, 2000

UNIVERSIDAD COMPLUTENSE DE MADRID

FACULTAD DE CIENCIAS QUÍMICAS

**Dpto. de Ciencia De Los Materiales
e Ingeniería Metalúrgica**

**SOLDADURA POR FUSIÓN DE MATERIALES
COMPUESTOS DE MATRIZ DE ALUMINIO**



* 5 3 0 9 8 8 6 5 8 X *
UNIVERSIDAD COMPLUTENSE

618126844

12471487X

Memoria que para optar al grado de
Doctora en Ciencias Químicas, presenta
María Isabel Barrera Pérez

Director:

Prof. Dr. D. José María Gómez de Salazar y Caso de los Cobos

Madrid, 2000



A Juanfran
A mis padres

Agradecimientos

A mi director y buen amigo, el Profesor D. José María Gómez de Salazar, por las innumerables horas dedicadas a este trabajo, porque en él he encontrado todo el apoyo científico, formación y consejos, por la confianza que ha depositado en mí tanto en los buenos como malos momentos, y porque siempre me ha demostrado que podía contar con él.

A AMI Doduco España S.L. por el soporte económico, y en especial a D. Fernando Avis, por su incondicional amistad.

Al director y demás profesores del Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica, por haber hecho posible mi formación científica.

A Andrés de la empresa ESAB Ibérica, por su apoyo técnico en los comienzos de este trabajo en el sorprendente mundo de la soldadura.

Al Centro de Microscopía de la UCM, Luis Brú, y de forma especial a Juan Luis y Alfonso, que con su buen hacer y acertados consejos, han facilitado el trabajo de microscopía.

A D. Carlos Fosca, profesor de la Pontificia Universidad Católica del Perú, por su colaboración y asesoramiento en la realización de los ensayos de corrosión.

A mis compañeros del Departamento, y en especial con los que he compartido ciencia y el no fácil vivir día a día, sin perder la sonrisa.

A todos mis amigos que no tienen que aguantarme dentro de estas cuatro paredes, pero con los que siempre puedo contar.

A mi familia y a los que en un futuro formaran parte de ella, por haber tenido tanta paciencia conmigo y haber fomentado en mí un afán de superación continuo.

A Juanfran, mi apoyo incondicional y mi mejor confidente.

A todos mi más sincero agradecimiento.

*"Estar preparado es importante, saber esperar
lo es aún más, pero aprovechar el momento
adecuado es la clave de la vida".*

Arthur Schnitzler.

INDICE

INDICE.

I.- OBJETIVOS.....	1
II.- INTRODUCCIÓN TEÓRICA.....	5
II.1.- MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ DE ALUMINIO.	7
II.1.1.- DEFINICIÓN DE MATERIAL COMPUESTO DE MATRIZ METÁLICA.....	7
II.1.2.- MÉTODOS DE FABRICACIÓN DE LOS MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ DE ALUMINIO REFORZADOS CON PARTÍCULAS.....	8
II.1.3.- APLICACIONES DE LOS MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ DE ALUMINIO REFORZADOS CON PARTÍCULAS.....	10
II.2.- METALÚRGIA FÍSICA DE LOS M. COMPUESTOS DE MATRIZ DE ALUMINIO	11
II.2.1.- ALEACIONES DE ALUMINIO COMO MATRICES EN MATERIALES COMPUESTOS. ...	11
II.2.1.1.- Aleaciones Al-Mg-Si.....	12
II.2.1.2.- Aleaciones Al-Zn-Mg.....	15
II.2.2.- MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ DE ALUMINIO REFORZADOS CON ALÚMINA.....	17
II.2.3.- REACCIONES INTERFACIALES EN MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ DE ALUMINIO REFORZADOS CON PARTÍCULAS DE Al_2O_3	20
II.3.- PROPIEDADES FÍSICAS Y MECÁNICAS DE LOS MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ DE ALUMINIO.....	23
II.3.1.- PROPIEDADES FÍSICAS DE LOS MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ DE ALUMINIO.....	24
II.3.1.1.- Coeficiente de Expansión Térmica.....	25
II.3.1.2.- Conductividad Térmica.....	26
II.3.1.3.- Módulo Elástico o Módulo de Young.....	27
II.3.2.- PROPIEDADES MECÁNICAS DE LOS MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ DE ALUMINIO.....	28
II.3.2.1.- Resistencia a la Tracción.....	28
II.3.2.2.- Ductilidad.....	29
II.3.2.3.- Resistencia a la Fricción.....	30
II.3.2.4.- Fluencia.....	31
II.3.2.5.- Fatiga.....	32

II.3.3.- FRACTURA EN MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ DE ALUMINIO.	33
II.3.3.1.- Variables Intrínsecas que afectan a la Fractura.	33
II.3.3.2.- Variables Extrínsecas que afectan a la Fractura.	36
II.4.- COMPORTAMIENTO FRENTE A LA CORROSIÓN MARINA.....	40
II.4.1.-CORROSIÓN EN ALEACIONES DE ALUMINIO.	40
II.4.1.1.- Aleaciones Al-Mg-Si.....	43
II.4.1.2.-Aleaciones Al-Zn-Mg	44
II.4.2.- CORROSIÓN POR PICADURA EN ALEACIONES DE ALUMINIO.	44
II.4.3.- CORROSIÓN EN MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ DE ALUMINIO.	46
II.5.- SOLDADURA POR FUSIÓN DE MATERIALES COMPUESTOS.....	49
II.5.1.- PROCESOS DE SOLDADURA EN ALEACIONES DE ALUMINIO.....	49
II.5.1.1.- Métodos de Unión.	49
II.5.1.2.- Concepto de Soldabilidad.	51
II.5.2.- SOLDADURA POR FUSIÓN.	53
II.5.2.1- Soldadura TIG en Aleaciones de Aluminio.	55
II.5.2.1.- Soldadura MIG en Aleaciones de Aluminio.	57
II.5.2.3.- Propiedades de las Aleaciones Al-Mg-Si y Al-Zn-Mg, Soldadas Mediante Procesos de Fusión.	59
II.5.3.- PROCESOS DE SOLDADURA EN MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ DE ALUMINIO.	64
II.5.3.1.- Métodos de Unión.	66
II.5.3.2.- Soldadura por Fusión de Materiales Compuestos de Matriz de Aluminio Reforzados con Al_2O_3	66
III.- PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.....	69
III.1.- MATERIALES.....	71
III.2.- METALURGIA FÍSICA.	72
III.2.1.- TRATAMIENTOS TÉRMICOS.....	72
III.2.2.- CINÉTICA DE PRECIPITACIÓN.....	73
III.2.2.1.- Serie 6XXX.....	73
III.2.2.2.- Serie 7XXX.....	74
III.2.3.- CALORIMETRÍA DIFERENCIAL DE BARRIDO.	74
III.2.4.- DIFRACCIÓN DE RAYOS X.....	75

III.3.- SOLDADURA.....	75
III.3.1.- PROCESOS DE SOLDEO PRELIMINARES.....	75
III.3.2.- PROCESOS DE SOLDEO REALES.....	78
III.3.3.- CUPÓN DE SOLDADURA.....	79
III.3.4.- CONTROL DE CALIDAD EN LAS UNIONES SOLDADAS.....	80
III.4.- CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL.....	82
III.4.1.- MICROSCOPIA ÓPTICA.....	82
III.4.2.- MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO.....	84
III.4.3.- MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE TRANSMISIÓN.....	84
III.4.4.- ANÁLISIS DE IMAGEN.....	85
III.4.5.- ANÁLISIS MEDIANTE MICROSONDA ELECTRÓNICA.....	85
III.5.- CARACTERIZACIÓN MECÁNICA.....	86
III.5.1.- MACRODUREZAS.....	86
III.5.2.- ENSAYOS DE TRACCIÓN.....	87
III.5.3.- ENSAYOS DE FLEXIÓN.....	88
III.5.4.- ENSAYO DE IMPACTO CHARPY.....	89
III.6.- RESISTENCIA FRENTE A LA CORROSIÓN.....	90
IV.- RESULTADOS Y DISCUSIÓN.....	93
IV.1.- MATERIALES EN ESTADO DE RECEPCIÓN.....	95
IV.1.1.- ANÁLISIS DE COMPOSICIÓN.....	95
IV.1.2.- CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL.....	96
IV.1.2.1.- Microscopía Óptica.....	96
IV.1.2.1.1.- SERIE 6XXX.....	96
IV.1.2.1.2.- SERIE 7XXX.....	97
IV.1.2.2.- Parámetros Estereológicos en los Materiales Compuestos.....	98
IV.1.2.3.- Caracterización Estructural, Cristalográfica y Morfológica de Fases Precipitadas.....	100
IV.1.2.3.1.- AA6061 SIN REFORZAR.....	100
IV.1.2.3.2.- MATERIAL COMPUESTO DE LA SERIE 6XXX: W6A10 Y W6A20.....	107
IV.1.2.3.3.- AA7020 SIN REFORZAR.....	114
IV.1.2.3.4.- MATERIAL COMPUESTO DE LA SERIE 7XXX: W7A10.....	118

IV.2.-TRATAMIENTOS TÉRMICOS	123
IV.2.1.- MACRODUREZA.....	123
IV.2.2.- CINÉTICA DE PRECIPITACIÓN.....	124
IV.2.3.- CALORIMETRÍA DIFERENCIAL DE BARRIDO (DSC).....	126
IV.2.3.1.- Serie 6XXX.....	126
IV.2.3.2.- Serie 7XXX.....	128
IV.2.4.- CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL DE LOS MATERIALES TRATADOS TÉRMICAMENTE.....	130
IV.2.4.1.- Microscopía Óptica.....	130
IV.2.4.1.1.- SERIE 6XXX.....	130
IV.2.4.1.2.- SERIE 7XXX.....	132
IV.2.4.2.- Caracterización Estructural, Cristalográfica y Morfológica de Fases Precipitadas.....	133
IV.2.4.2.1.- AA6061 SIN REFORZAR.....	133
IV.2.4.2.2.- MATERIAL COMPUESTO DE LA SERIE 6XXX: W6A10 Y W6A20.....	138
IV.2.4.2.3.- AA7020 SIN REFORZAR.....	139
IV.2.4.2.4.- MATERIAL COMPUESTO DE LA SERIE 7XXX: W7A10.....	142
 IV.3.- CARACTERIZACIÓN MECÁNICA.	145
IV.3.1.- ENSAYOS DE TRACCIÓN.....	145
IV.3.1.1.- Estudio Fractográfico.....	149
IV.3.1.1.1.- SERIE 6XXX.....	149
IV.3.1.1.2.- SERIE 7XXX.....	153
IV.3.2.- ENSAYOS DE FLEXIÓN.....	156
IV.3.3.- ENSAYO DE IMPACTO CHARPY.....	163
 IV.4.- RESISTENCIA FRENTE A LA CORROSIÓN.....	165
IV.4.1.- MATERIALES SIN REFORZAR.....	165
IV.4.1.1.- Estudio Microestructural.....	168
IV.4.2.- MATERIALES COMPUESTOS.....	171
IV.4.2.1.- Estudio Microestructural.....	175
IV.4.2.1.1.- SERIE 6XXX.....	175
IV.4.2.1.2.- SERIE 7XXX.....	179
IV.4.2.1.3.- MECANISMO DE CORROSIÓN.....	180

IV.5.- SOLDADURA.....	182
IV.5.1.- PROCESOS DE SOLDEO PRELIMINARES.....	182
IV.5.1.1.- Estudio Macroestructural.....	183
IV.5.1.2.- Estudio Microestructural.....	187
IV.5.1.2.1.- SERIE 6XXX.....	187
IV.5.1.2.1.1.- <u>Material Base: AA6061</u>	187
IV.5.1.2.1.2.- <u>Materiales Compuestos: W6A10 v W6A20</u>	190
IV.5.1.2.2.- SERIE 7XXX.....	192
IV.5.1.2.2.1.- <u>Material Base: AA7020</u>	192
IV.5.1.2.2.2.- <u>Material Compuesto: W7A10</u>	193
IV.5.1.3.- Influencia del Aporte Energético en la Pérdida de Elementos.....	194
IV.5.1.4.- Caracterización Mecánica de los Cordones de Descarga TIG.....	197
IV.5.1.4.1.- SUPERFICIES LONGITUDINALES A LA SOLDADURA.....	197
IV.5.1.4.1.1.- <u>Materiales Base sin Reforzar</u>	197
IV.5.1.4.1.2.- <u>Materiales Compuestos</u>	200
IV.5.1.4.2.- SUPERFICIES TRANSVERSALES A LA SOLDADURA.....	203
IV.5.1.4.2.1.- <u>Materiales Base sin Reforzar</u>	203
IV.5.1.4.2.2.- <u>Materiales Compuestos</u>	207
IV.5.1.5.- Corrosión de los Cordones de Descarga TIG.....	213
IV.5.2.- PROCESOS DE SOLDEO TIG Y MIG.....	217
IV.5.2.1.- Estudio Macroestructural.....	217
IV.5.2.2.- Estudio Microestructural.....	219
IV.5.2.2.1.- PROCESO DE SOLDADURA TIG.....	219
IV.5.2.2.2.- PROCESO DE SOLDADURA MIG.....	220
IV.5.2.3.- Influencia del Aporte Energético en la Pérdida de Elementos.....	222
IV.5.2.4.- Caracterización Mecánica de los Cordones TIG y MIG.....	223
IV.5.2.4.1.- ENSAYO DE DUREZA.....	223
IV.5.2.4.2.- ENSAYO DE PLEGADO.....	228
IV.5.3.- PROCESOS DE SOLDEO MIG REALES.....	232
IV.5.3.1.- Soldaduras Similares.....	232
IV.5.3.1.1.- ESTUDIO MACROESTRUCTURAL.....	235
IV.5.3.1.2.- ESTUDIO MICROESTRUCTURAL.....	237
IV.5.3.1.2.1.- <u>Aporte ER5356 Sin Tratamiento Térmico Postsoldadura</u>	237
IV.5.3.1.2.2.- <u>Aporte ER5356 Con Tratamiento Térmico Postsoldadura</u>	240
IV.5.3.1.2.3.- <u>Aporte ER4043 Sin Tratamiento Térmico Postsoldadura</u>	243
IV.5.3.1.2.4.- <u>Aporte ER4043 Con Tratamiento Térmico Postsoldadura</u>	244

IV.5.3.1.3.- CARACTERIZACIÓN MECÁNICA.....	246
IV.5.3.1.3.1.- <u>Ensayos de Dureza</u>	246
IV.5.3.1.3.2.- <u>Ensayos de Tracción</u>	250
IV.5.3.2.- Soldaduras Disimilares.....	259
IV.5.3.2.1.- ESTUDIO MACROESTRUCTURAL.....	260
IV.5.3.2.2.- ESTUDIO MICROESTRUCTURAL.....	260
IV.5.3.2.3.- CARACTERIZACIÓN MECÁNICA.....	264
IV.5.3.2.3.1.- <u>Ensayos de Dureza</u>	264
IV.5.3.2.3.2.- <u>Ensayos de Tracción</u>	266
V.- CONCLUSIONES.....	271
VI.- BIBLIOGRAFÍA.....	281

I.- OBJETIVOS

"Un hombre puede hacer lo que quiere hacer, pero no puede determinar lo que quiere o no quiere".

Albert Einstein.

I.- OBJETIVOS.

En el campo de los materiales compuestos de prestaciones medias y costes moderados, los de matriz metálica de aluminio con refuerzo de partículas, están experimentando un particular desarrollo debido a su buen nivel de propiedades mecánicas con un relativo bajo coste.

La fabricación de estos materiales en aplicaciones industriales requieren en algunos casos, del uso de procesos de unión. Sin embargo, los procesos de soldadura introducen grandes limitaciones a estos materiales, desde el punto de vista de la soldabilidad.

Particularmente, los procesos de soldadura por fusión modifican las propiedades de la unión, provocadas por la aparición de fases que aparecen como consecuencia de reacciones químicas de los aleantes que constituyen las matrices y que van a estar favorecidas por la temperatura alcanzada durante el proceso de soldadura. Otro punto a tener en cuenta es la reactividad metalúrgica existente entre las matrices y los refuerzos, que pueden tener lugar en esas condiciones.

Con el fin de establecer el comportamiento de estos materiales frente a las variaciones ocasionadas por los ciclos térmicos de soldadura, se establecieron como objetivos principales de este trabajo de investigación, los siguientes:

1. Establecer previamente las propiedades mecánicas y el comportamiento frente a la corrosión de los materiales compuestos (W6A10, W6A20 y W7A10) y aleaciones base de partida (AA6061 y AA7020), antes de ser sometidas a los ciclos térmicos de soldadura por fusión, con el fin de poder ser establecidas las modificaciones introducidas con los procesos de soldadura.

2. Determinar la aparición de fases secundarias, responsables de las variaciones microestructurales y mecánicas, asociadas a la aplicación de tratamientos térmicos, que simulan las condiciones alcanzadas durante los procesos de soldeo.
3. Determinar los parámetros de soldadura óptimos, con los que se logra obtener uniones homogéneas y de alta calidad, con la mínima proporción de material afectado durante el ciclo térmico de soldadura MIG por arco pulsado, en materiales sin reforzar y materiales compuestos, tanto en uniones similares como disimilares.
4. Evaluar las variaciones introducidas en las uniones en función del material de aporte utilizado (ER4043 y ER5356), desde el punto de vista microestructural y mecánico, además de la influencia que tienen ambos en la aparición de defectos en las uniones.
5. Estudiar la recuperación de las propiedades mecánicas de las uniones, perdidas durante el proceso de soldeo, tras la aplicación de tratamientos térmicos postsoldadura.

II.- INTRODUCCIÓN TEÓRICA

*"El conocimiento se puede comunicar,
la sabiduría no".
Hermann Hesse.*

II.- INTRODUCCIÓN TEÓRICA.

II.1.- MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ DE ALUMINIO.

II.1.1.- DEFINICIÓN DE MATERIAL COMPUESTO DE MATRIZ METÁLICA.

Un material compuesto de matriz metálica es aquel, que está formado por una matriz metálica continua, a la que se le adiciona de forma extrínseca otro material que es química y/o físicamente distinto, pero con una clara separación entre ambos, denominada intercara.

La mayoría de los materiales avanzados forman parte de los materiales compuestos de matriz metálica (MMC). Estos materiales compuestos fueron desarrollados en 1960 aunque el verdadero desarrollo ha tenido lugar en la última década. La industria espacial fue el primer sector interesado en el uso de estos materiales, así como el de la automoción debido a su gran volumen de producción⁽¹⁾.

Los refuerzos más comúnmente utilizados en materiales compuestos de matriz de aluminio son de tipo cerámico o refractario (SiC, Al₂O₃, TiC, B₄C, B, grafito, etc.,) y pueden presentarse, ocupando del 10 al 70% en volumen, de tres formas diferentes:

- ◆ Whiskers, que son monocristalinos o fibras discontinuas policristalinas.
- ◆ Fibras continuas, que son las que aportan la mejor combinación de resistencia/rigidez además de poseer un alto grado de anisotropía y que sin embargo presentan los costes de fabricación más elevados.
- ◆ Partículas, este tipo de refuerzo no aporta una mejora acusada en las propiedades mecánicas del material compuesto, sin embargo les confiere propiedades isotrópicas y adicionalmente, el proceso de fabricación es mucho más barato en los otros dos casos.

II.1.2.- MÉTODOS DE FABRICACIÓN DE LOS MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ DE ALUMINIO REFORZADOS CON PARTÍCULAS.

Las combinaciones posibles entre refuerzo y matriz, la forma de los productos y el coste final de los materiales compuestos, son determinados por el método de fabricación inicial. Dichos procesos se pueden clasificar fundamentalmente en:

- ◆ Métodos de fabricación en estado sólido. Son unos de los más utilizados debido a que impiden posibles reacciones entre el refuerzo y la matriz, ya que la matriz nunca está totalmente fundida y sus reacciones con el refuerzo no están cinéticamente favorecidas. Este tipo de proceso consiste en mezclar en un ambiente controlado la aleación matriz y el refuerzo cerámico. La mezcla es sometida a vacío, presión y temperaturas cercanas a la de sólidos y, es extruída en piezas acabadas o en preformas para forja o laminación.

- ◆ Método de fabricación en estado semisólido. Es otro método con el que es posible controlar las reacciones entre la matriz y el refuerzo, durante la fabricación de los materiales compuestos:
 - ◇ Deposición Spray. Consiste en depositar conjuntamente partículas de refuerzo junto con la aleación matriz fundida y atomizada en una placa metálica refrigerada. Debido a que la velocidad de enfriamiento es mayor de 10^3°C/s , se hacen mínimas las reacciones interfaciales⁽²⁾.
 - ◇ “Compcasting”. Se mezcla el refuerzo discontinuo con la matriz a temperaturas por encima de la línea de sólidos y por debajo de la de líquidos, lo que permite reducir la falta de distribución homogénea del refuerzo y las reacciones interfaciales. La mayor ventaja en este proceso es que la microestructura del material compuesto resultante tiene una tensión de deformación muy baja cuando se calienta ligeramente por debajo de la temperatura de sólidos y puede ser trabajado de muchas maneras incluyendo el moldeo, la forja y extrusión⁽³⁾.

- ♦ La infiltración del refuerzo en la matriz fundida es uno de los métodos originales de fabricación de materiales compuestos (Figura 1). La principal ventaja que presenta la utilización de este proceso de fabricación, es que el refuerzo puede ser colocado sólo donde sea requerido por la aplicación, utilizando fundición a presión. Sin embargo, las reacciones interfaciales pueden llegar a ser un problema⁽⁴⁾.

Los métodos más recientes se aprovechan de ciertas reacciones para infiltrar polvos y formar aleaciones madres de elevadas fracciones en volumen, que pueden ser refundidas y diluidas por colada posterior en moldes. La fundición centrifugada utiliza una variación de la tradicional tecnología metalúrgica de lingotes. La cuidadosa selección química de la aleación, composición del refuerzo y parámetros del proceso permiten colar estos materiales compuestos en lingotes de fundición estándar o con enfriamiento directo, tales como cuerpos de extrusión o bloques para laminación. Los productos finales pueden trabajarse posteriormente mediante las tecnologías de fabricación tradicionales incluyendo la soldadura.

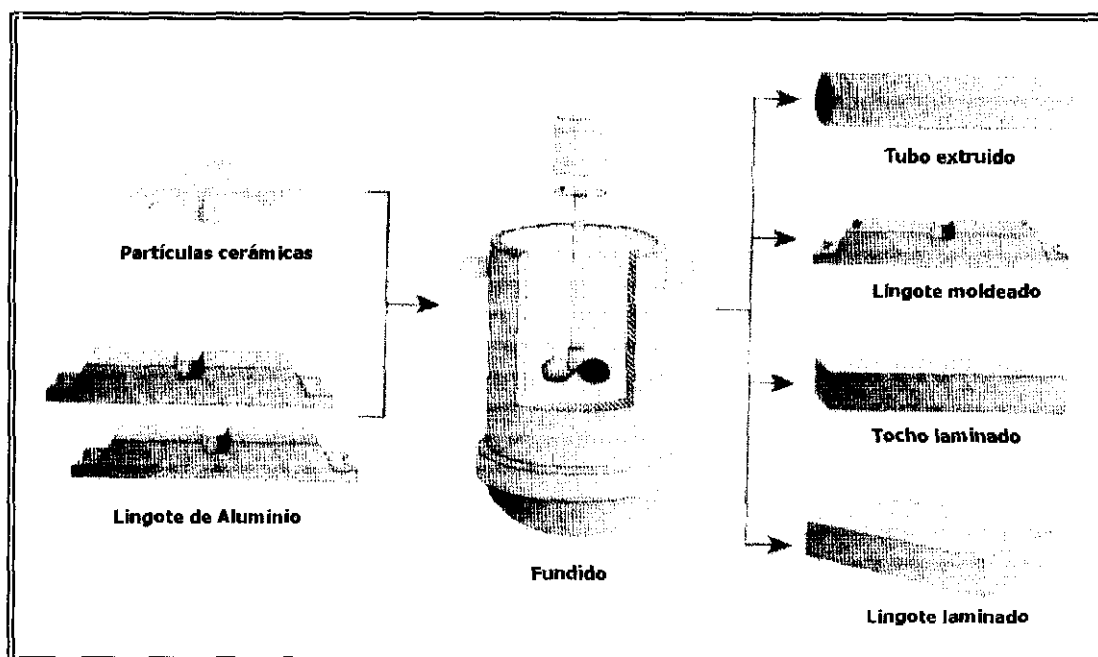


Figura 1.- Proceso fabricación de materiales compuestos mediante fusión con agitación, utilizado por Duralcan.

II.1.3.- APLICACIONES DE LOS MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ DE ALUMINIO REFORZADOS CON PARTÍCULAS.

Los campos de aplicación de este tipo de materiales, fundamentalmente son:

◆ **Campo aeronáutico, aeroespacial y militar.**

Uno de los requerimientos importantes en este campo de aplicación es el uso de materiales ligeros, que posean una estabilidad dimensional térmica muy rigurosa, por lo que se requiere materiales que presenten una mayor relación entre el coeficiente de dilatación térmico transversal y el longitudinal⁽⁵⁾. Además van a ser necesarios materiales con alta conductividad eléctrica y térmica. Los materiales compuestos de matriz de aluminio, incluso reforzados, son más conductores que otros materiales que pudieran competir con estos. Estas propiedades van a venir dadas fundamentalmente por la naturaleza de la matriz, ya que los refuerzos van a disminuir estos valores en el material compuesto. Las aplicaciones que tienen estos materiales en estos campos son: en óptica de espejos metálicos, reflectores solares de satélites, paneles de las alas de los aviones y componentes de precisión.

◆ **Campo de la automoción.**

En este campo el peso del material utilizado es mucho menos importante que en el campo aeronáutico, ya que el precio del combustible utilizado en un campo u otro es muy diferente. En esta aplicación se requieren materiales que presenten alta resistencia al desgaste, a la abrasión (Al-Si reforzado con un 3-5 % de Al_2O_3) y a la fatiga. Suelen ser utilizados materiales compuestos con una distribución homogénea de las partículas y que presenten propiedades isotrópicas, además de mantener un bajo peso y desde el punto de vista de la fabricación de piezas que puedan ser mecanizados. Estos materiales son aplicados en la fabricación de bielas, camisas interiores en cilindros, discos y zapatas de freno (AA2124-T6 reforzado con un 50 % de Al_2O_3), y ejes de dirección (AA6061 reforzado con un 20 % en Al_2O_3)⁽¹⁾.

◆ **Campo deportivo.**

Dentro de este sector los materiales compuestos de matriz de aluminio reforzados con partículas van a requerir de nuevo de factores tan importantes como la baja densidad, pero también de resistencia y tenacidad. Estos materiales van ser utilizados en la

fabricación de raquetas de tenis, que fabricadas con una aleación AA6061 y reforzadas con un 20% de SiC reducen las vibraciones hasta un 25% con respecto a las fabricadas con materiales compuestos de matriz polimérica (grafito/epoxi), cuadros de bicicletas, (AA6061 reforzada con un 25% de Al_2O_3 o con AA7005 reforzada con un 10% de Al_2O_3 y extruída en forma de tubo), esquís, llantas de ruedas y palos de golf⁽⁶⁾, etc...

II.2.- METALÚRGIA FÍSICA DE LOS MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ DE ALUMINIO.

II.2.1.- ALEACIONES DE ALUMINIO COMO MATRICES EN MATERIALES COMPUESTOS.

El aluminio es un material de considerable importancia en la actualidad, debido a sus múltiples usos. Hay que destacar el hecho de que el período comprendido desde los comienzos de su obtención y utilización industrial, hasta el empleo masivo del metal en la actualidad, apenas abarca 100 años⁽⁷⁾. El aluminio ha conseguido una importancia muy especial en muchos campos de la industria, ya que posee propiedades altamente beneficiosas desde el punto de vista económico, como son: una baja densidad, buena conformación, buen mecanizado, no produce chispa, es incombustible, elevada conductividad eléctrica, buenas propiedades ópticas, neutralidad magnética, etc.

Las propiedades del aluminio dependen de un conjunto de factores, entre los que destaca la naturaleza y proporción de aleantes⁽⁸⁾. Dentro de las aleaciones de aluminio, las más utilizadas como matrices en materiales compuestos son las de las series 2XXX, 6XXX y 7XXX, tratables térmicamente⁽⁹⁾.

El aluminio tiene un gran rango de fases secundarias⁽¹⁰⁾, que se pueden formar durante el proceso de fabricación, por acción de tratamientos termomecánicos o térmicos⁽¹¹⁾. El hecho de que estas aleaciones contengan elementos de aleación y/o impurezas, provoca la aparición de partículas de intermetálicos que aparecen de forma preferente en las regiones interdendríticas⁽¹²⁾ durante el proceso de solidificación⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾.

II.2.1.1.- Aleaciones Al-Mg-Si.

Las aleaciones de la serie 6XXX, como es el caso de la aleación AA6061, están constituidas por el sistema Al-Mg-Si (Figura 2), donde el magnesio y el silicio se combinan para formar el compuesto Mg_2Si , que es la fase endurecedora en estas aleaciones y que ha su vez forma un sistema eutéctico simple con el aluminio⁽¹⁵⁾.

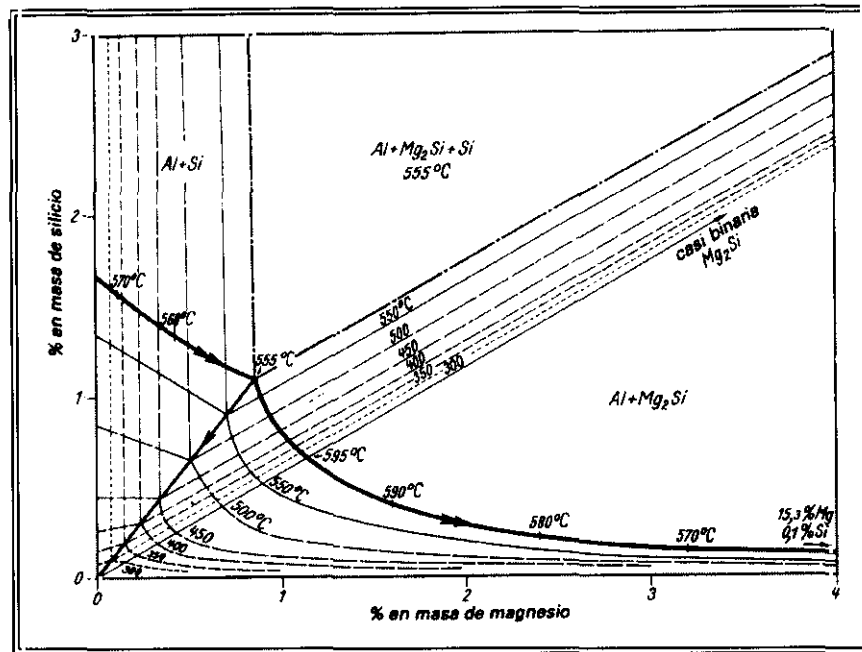


Figura 2.- Sistema Al-Mg-Si (según Phillips).

Se trata de aleaciones estructurales de media resistencia, con buena soldabilidad, resistencia a la corrosión e inmunidad a la corrosión bajo tensión. Estas aleaciones contienen silicio en exceso, más del que necesitan para formar la Mg_2Si , con el fin de compensar las pérdidas de este elemento producidas durante y posteriormente a la fabricación, manteniendo las propiedades que confiere al material. Sin embargo, debido a las segregaciones de este silicio en exceso en los límites de grano, se puede reducir la ductilidad y causar fragilización intergranular.

Estas aleaciones se las suele alejar con elementos como el cromo, silicio y manganeso que reducen el tamaño de grano e inhiben la recristalización durante el tratamiento de solubilización o el cobre que mejora las propiedades mecánicas. El magnesio se introduce con el fin de reducir la movilidad de las dislocaciones aportando resistencia por solución sólida a estas aleaciones⁽¹⁶⁾.

La resistencia de estas aleaciones obtenida mediante endurecimiento por precipitación se logra en grandes períodos de tiempo a temperatura ambiente para envejecimientos naturales (T4) y con cortos tiempos de envejecimiento a temperaturas cercanas a 200 °C para envejecimientos artificiales (T6)⁽¹⁷⁾.

Las características microestructurales de los procesos de endurecimiento por precipitación en una aleación son sencillas, ya que si las condiciones térmicas son las adecuadas, cuando la concentración de soluto excede el límite de solubilidad de la matriz, se consiguen condiciones de equilibrio que permiten la nucleación y el crecimiento de segundas fases⁽¹⁸⁾. Las etapas básicas de este proceso son:

- ◆ Solubilización.
- ◆ Temple.
- ◆ Envejecimiento.

El grado de endurecimiento obtenido vendrá marcado por la temperatura de envejecimiento, y la temperatura óptima del tratamiento corresponderá a una combinación ideal de nucleación de partículas y velocidades de crecimiento de éstas.

Mediante técnicas de calorimetría diferencial de barrido (DSC) se pueden estudiar los cambios de entalpía específicos que están asociados a la formación y disolución de precipitados (Figura 3). En las gráficas DSC se van a poder observar un conjunto de picos exotérmicos que se corresponden con la formación de fases y picos endotérmicos con la disolución de dichas fases.

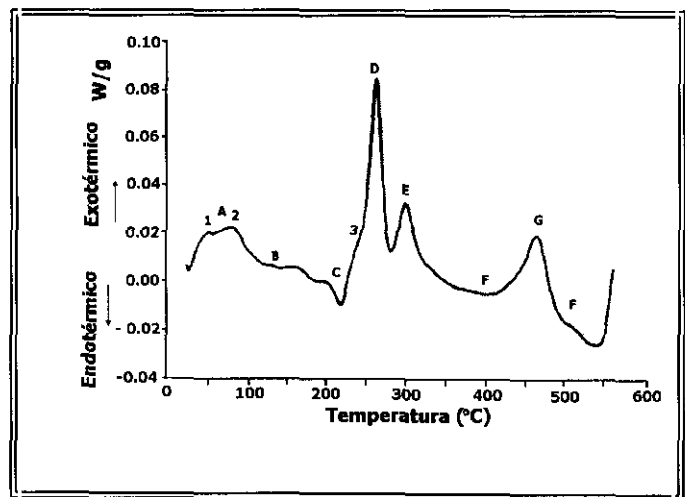
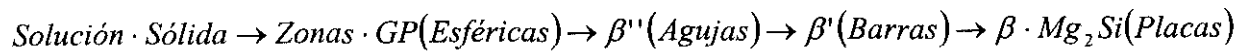


Figura 3.- DSC realizado a una velocidad de calentamiento de 10 °C/min, sobre una aleación Al-Mg-Si, tras solubilizado a 560 °C y temple.

En las aleaciones Al-Mg-Si, el mecanismo de precipitación viene definido según la siguiente secuencia⁽¹⁹⁾:



donde⁽²⁰⁾:

- ◆ la solución sólida corresponde al estado solubilizado de la matriz
- ◆ las zonas GP, son zonas de Guinier-Preston (primer producto de descomposición de la solución sólida)
- ◆ β'' corresponde a la fase metaestable coherente.
- ◆ β' es la fase metaestable semicoherente, con estructura hexagonal.
- ◆ β fase estable e incoherente, con estructura cúbica.

Las zonas GP en aleaciones Al-Mg-Si se forman a las temperaturas de envejecimiento entre 70 y 150 °C a lo largo del plano {200} de la matriz de aluminio. Los modelos clásicos proponen que la forma de las zonas GP son finas placas de 2 nm de ancho por 1 nm de espesor. La composición química es de estequiometría Mg_2Si y la estructura del cristal es del tipo anti- CaF_2 en forma de agujas. Otros modelos proponen que estas estructuras se forman con capas alternativas de magnesio (2 capas) y silicio (1 capa) en el plano {011} de la matriz y que las zonas crecen en la dirección [100] de la matriz⁽²¹⁾. Recientemente, se ha propuesto como mecanismo de nucleación y crecimiento de las zonas GP, la formación de clusters de aluminio, magnesio, silicio y vacantes durante el envejecimiento. Posteriormente los átomos de aluminio difunden desde estos clusters a la matriz y entonces las zonas GP retienen átomos de magnesio y silicio⁽²²⁾.

Por otro lado, la preparación de las muestras para la utilización de la técnica de calorimetría diferencial de barrido va afectar las reacciones de precipitación tras el tratamiento térmico de solubilización y temple. Esta influencia va a consistir en la generación de dislocaciones y pérdida de vacantes, por lo tanto se producirá una disminución en la formación de zonas GP, ya que la concentración de vacantes se verá reducida⁽²³⁾.

El endurecimiento en estas aleaciones va a ser debido a la interacción de las zonas GP con las dislocaciones. El endurecimiento es mayor al aumentar las zonas GP en tamaño y número ya que nuclean de forma homogénea. Cuando se produce la transición y los precipitados adquieren una estructura diferente a la fase de equilibrio, todavía hay coherencia o semicoherencia en ciertos planos y el proceso de endurecimiento continúa. Pero al producirse un aumento en la temperatura, se producen nucleaciones heterogéneas en límites de gran ángulo, bordes de subgrano o dislocaciones de la red⁽²⁴⁾, la resistencia del límite interfacial es superada, y por lo tanto se forma la fase de equilibrio. En este punto el endurecimiento es debido a la dificultad que tiene el precipitado para rodear las dislocaciones y no a atravesarlas. Por lo tanto, los precipitados nucleados de forma heterogénea disminuyen la resistencia⁽¹⁷⁾.

II.2.1.2.- Aleaciones Al-Zn-Mg.

Las aleaciones Al-Zn-Mg (Figura 4), como pueden ser las aleaciones AA7020 y AA7005, son de media resistencia y soldables, cuya fase endurecedora es el MgZn₂ o el Mg₃Zn₃Al₂⁽²⁵⁾. Las dos posibles secuencias de precipitación en estas aleaciones, son:

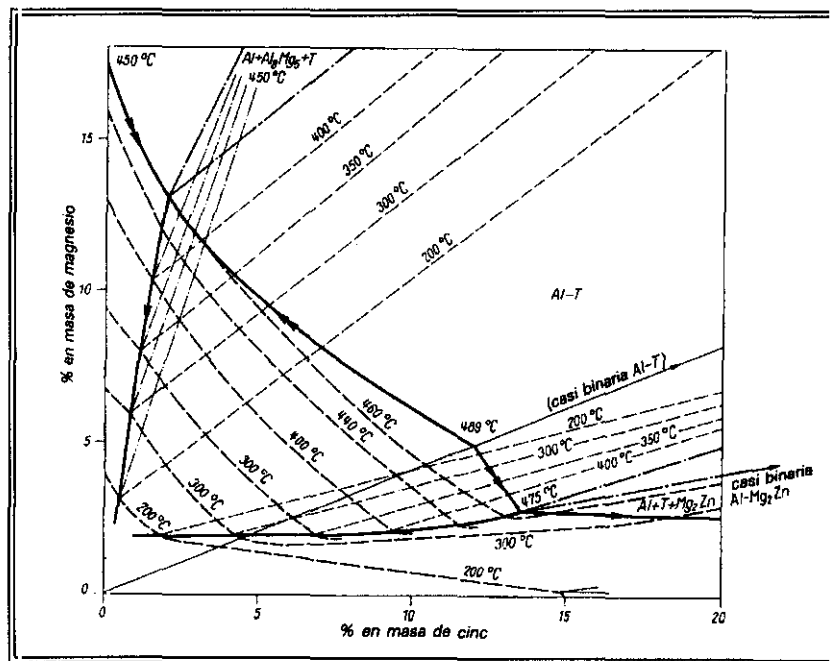
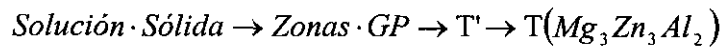


Figura 4.- Sistema Al-Zn-Mg.

Las zonas GP son esféricas en ambas secuencias de precipitación, y las fases de equilibrio precipitan en forma de placas, siendo el $MgZn_2$ hexagonal y el $Mg_3Zn_3Al_2$ cúbico. Un alto rango de composición en el estado de equilibrio puede dar lugar tanto a $Al+T$, como a $Al+\eta$, aunque la transformación T sólo se producirá cuando la relación Zn/Mg sea pequeña.

La relación Zn/Mg es importante en estas aleaciones, ya que la máxima resistencia a la corrosión bajo tensión se consigue con relaciones entre 2,7 y 2,9. El grado de susceptibilidad a la corrosión bajo tensión depende también de la condición de envejecimiento y puede ser reducido, sacrificando la máxima resistencia, con un tratamiento térmico de sobre-envejecimiento⁽²⁶⁾.

La concentración de precipitados es independiente de la estructura del límite de grano en la sobresaturación típica a las temperaturas normales de envejecimiento. Para entender mejor la precipitación en límite de grano de las aleaciones Al-Zn-Mg, es necesario caracterizar dichos precipitados y establecer su relación con los grados de libertad⁽²⁷⁾.

La fase η' presenta una estructura hexagonal y sus planos basales son parcialmente coherentes con los planos de la matriz $\{111\}$, sin embargo la interfase entre la matriz y la dirección c de estos precipitados es incoherente⁽¹⁷⁾.

Por otro lado, la fase de equilibrio η también es hexagonal y presenta, según algunos autores, seis orientaciones diferentes respecto a la matriz, en forma de placas⁽²⁸⁾, y según otros al menos nueve orientaciones diferentes respecto a la matriz que tiene una estructura cúbica centrada en las caras. Los precipitados de límite de grano, tanto de bajo como de alto ángulo, son identificados como la fase de equilibrio η .

A bajo ángulo, la orientación más frecuentemente observada es la del plano $\{111\}$, sin embargo a alto ángulo existen más orientaciones pero con menor concentración de precipitados. La orientación de los límites de grano juega el papel más importante en la nucleación de los precipitados. El volumen de núcleos críticos que producen la mínima energía interfacial, disminuye con el ángulo entre el límite de grano y los planos. La

estructura de la interfase núcleo/matriz depende de la orientación de la interfase, y por lo tanto también de la orientación, cinética de crecimiento y movilidad de la interfase⁽²⁹⁾.

II.2.2.- MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ DE ALUMINIO REFORZADOS CON ALÚMINA.

Las partículas cerámicas en la matriz metálica, aumentan la densidad de dislocaciones y lo hacen en mayor medida los refuerzos con geometrías más angulosas, así como con un tiempo de solubilización mayor⁽³⁰⁾. Esta elevada densidad de dislocaciones existente después del temple, es debida a la diferencia en los coeficientes de expansión térmica⁽³¹⁾, de la matriz de aluminio ($23 \times 10^{-6}/K$) y el refuerzo cerámico ($8 \times 10^{-6}/K$ para la Al_2O_3), causando una cinética de precipitación más rápida en los materiales reforzados que en sus matrices sin reforzar^{(32) (33)}.

Las dislocaciones se crean en la interfase partícula/matriz, y pueden actuar como caminos preferentes para la difusión de solutos, acelerando así los procesos de envejecimiento sin alterar la secuencia de precipitación⁽³⁴⁾. Estas dislocaciones pueden tener dos efectos en la matriz⁽³⁵⁾:

- ◆ En una aleación no endurecible por precipitación, provoca una simple resistencia por aumento de las dislocaciones.
- ◆ En una aleación endurecible por precipitación, pueden actuar como lugares de nucleación heterogénea para los precipitados durante el tratamiento térmico de envejecimiento.

La formación de los precipitados de equilibrio no es sensible ni a la cantidad ni al tipo de refuerzo existente en la matriz del material compuesto, sin embargo si lo será la formación de fases coherentes⁽³⁶⁾.

Las dislocaciones además, pueden jugar tres diferentes papeles en la formación y transformación de precipitados metaestables dependiendo de la coherencia⁽³⁷⁾:

1. Las dislocaciones creadas por diferencia térmica pueden provocar fácilmente puntos de nucleación, tanto para precipitados metaestables coherentes o semicoherentes, como para precipitados de equilibrio no coherente⁽³⁸⁾.
2. Las dislocaciones pueden acelerar no sólo la precipitación sino la transformación de fase coherente a semicoherente.
3. Disminución de la temperatura de difusión debido a la absorción de vacantes en dislocaciones e interfase, que pueden permitir la precipitación metaestable.

En materiales compuestos reforzados con Al_2O_3 , la aceleración en la precipitación es debida al aumento en la velocidad de nucleación y crecimiento. La velocidad de nucleación es acelerada debido a la reducción en el tiempo de incubación para la precipitación coherente⁽³⁹⁾. En general la aceleración de los procesos de precipitación es mayor cuanto mayor es el contenido en refuerzo (Figura 5).

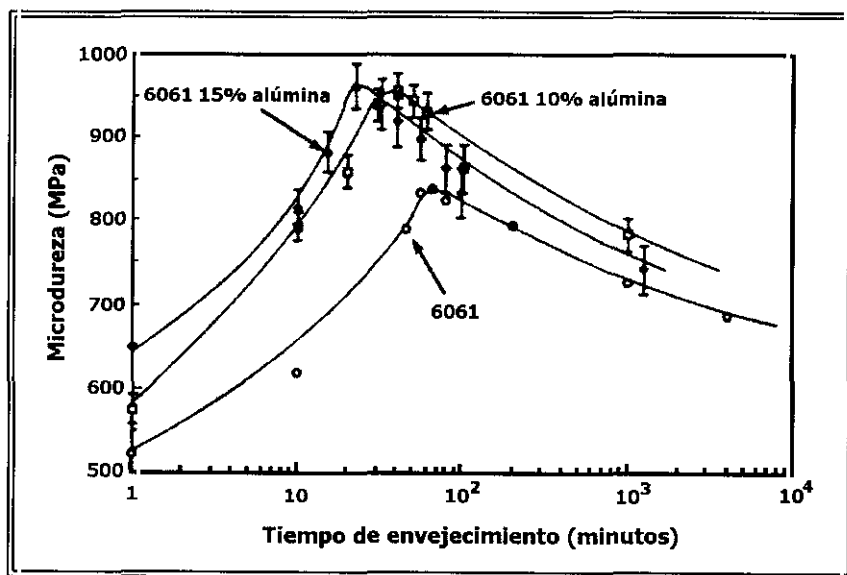


Figura 5.- Perfiles de microdureza en función del tiempo de envejecimiento a 175 °C, para la aleación AA6061 sin refuerzo y reforzada con un 10 y un 15% en volumen de Al_2O_3 .

La nucleación de precipitados en la aleación AA6061 reforzada con Al_2O_3 , se puede llevar a cabo, en dos tipos de lugares:

- ◆ Dislocaciones en la matriz, generada por los diferentes coeficientes de expansión térmica entre refuerzo y matriz.
- ◆ Vacantes creadas durante el temple.

Cuanto mayor es el contenido en refuerzo, aumenta la nucleación en dislocaciones y disminuye en vacantes.

Algunos autores⁽⁴⁰⁾ señalan que esta aceleración en la precipitación de materiales compuestos, sólo ocurre cuando la temperatura está por encima de una temperatura crítica, y en el intervalo en el que se está produciendo la transformación de fase $\beta' \rightarrow \beta$. Sin embargo, a temperaturas de envejecimiento inferiores a la crítica en donde se produce la transformación $\beta'' \rightarrow \beta'$, dicha aceleración no tiene lugar.

Tanto en aleaciones Al-Mg-Si como Al-Zn-Mg, reforzadas con Al_2O_3 , elementos como el magnesio va a ser el responsable de que exista una mayor cantidad de zonas GP⁽⁴¹⁾, y por lo tanto dando lugar a la precipitación de las fases metaestables (Figura 6).

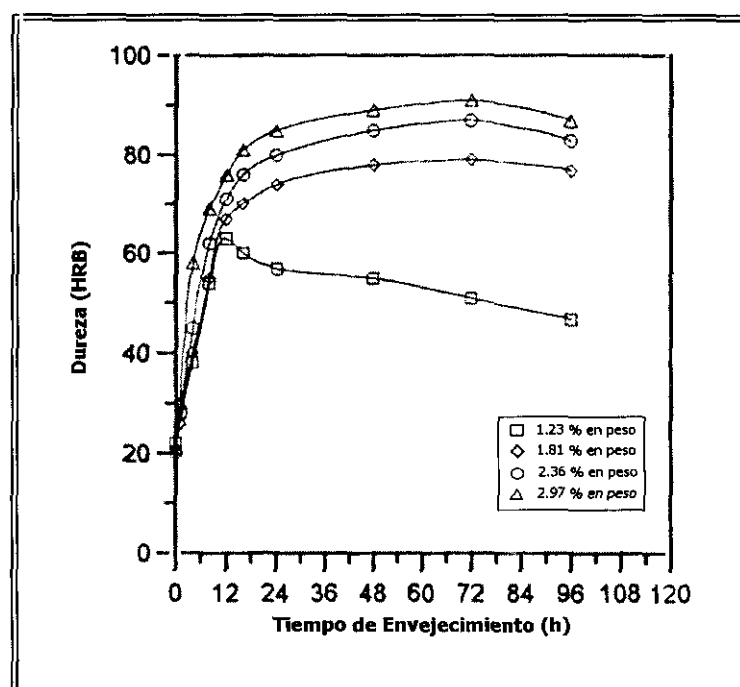


Figura 6.- Perfiles de dureza frente a tiempo de envejecimiento en materiales compuestos variando el % de Mg.

Las segregaciones de las zonas GP aparecen en los intersticios dendríticos. Los espaciados de los brazos dendríticos son menores en los materiales compuestos que en el material sin reforzar, ya que el refuerzo actúa de obstáculo durante la solidificación⁽⁴²⁾.

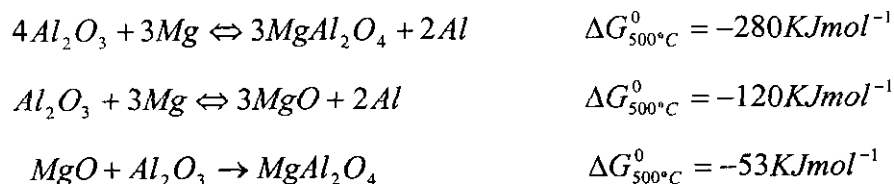
II.2.3.- REACCIONES INTERFACIALES EN MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ DE ALUMINIO REFORZADOS CON PARTÍCULAS DE Al_2O_3 .

Como ya se comentó, la reducción de los costes de fabricación de los materiales compuestos de matriz metálica, lo ha sido al introducir partículas cerámicas. Las partículas cerámicas generalmente son mal mojadas por el metal fundido y ello produce una alteración en el gradiente de concentración en el líquido delante de la interfase, lo que afecta a la morfología de solidificación de la matriz⁽⁴³⁾.

Una de las técnicas que mejoran la mojabilidad durante la fabricación consiste en añadir elementos reactivos como puede ser el magnesio. Esta mejora se atribuye a la disminución de tensión superficial o a disminución de la energía interfacial sólido/líquido en el fundido⁽⁴⁴⁾, y de este modo la interfase refuerzo/matriz va a permitir la transferencia de carga desde la matriz hasta el refuerzo. Por lo tanto la caracterización de la interfase es fundamental para conocer las características mecánicas de un material compuesto reforzado.

Durante la fabricación es por lo que hay que controlar las reacciones interfaciales en los materiales compuestos de matriz metálica⁽⁴⁵⁾, ya que se van a producir interacciones de diferente naturaleza entre el refuerzo y la matriz durante la solidificación, de éstas, dependerá la morfología de la interfase y la distribución del refuerzo en la matriz⁽⁴⁶⁾. Las partículas de refuerzo influyen en el proceso de solidificación de varias maneras: su distribución en el fundido, impidiendo el crecimiento al frente de solidificación, o actuando como puntos de nucleación en condiciones energéticas favorables.

Las partículas de alúmina son buenos refuerzos para matrices de aluminio por su alto módulo y bajo coste. Sin embargo, se conoce que la Al_2O_3 es inestable termodinámicamente en aleaciones de aluminio que contienen magnesio, y en la interfase tienen lugar tres posibles reacciones⁽⁴⁷⁾:



Las reacciones interfaciales no son deseables por varias razones:

- ◆ Dificulta el control de composición en la aleación matriz.
- ◆ Se produce migración del Mg desde la matriz a la interfase, y provoca una disminución en la capacidad de endurecimiento por envejecimiento en la matriz.
- ◆ Aumenta la viscosidad del material compuesto fundido.
- ◆ Puede degradar la resistencia interfacial partícula/matriz.

La fase interfacial estable observada, en matrices de aluminio aleadas con Mg y reforzadas con Al₂O₃, es la espinela MgAl₂O₄, niveles de Mg del orden de 0.03% en peso son suficientes para su formación⁽⁴⁸⁾. Cuando el % en peso de Mg se encuentra entre el 0.4 y 0.6, la fase más estable es la espinela y no el MgO, que se formaría mediante una reacción en estado sólido a baja temperatura y con una velocidad muy lenta (Figuras 7 y 8).

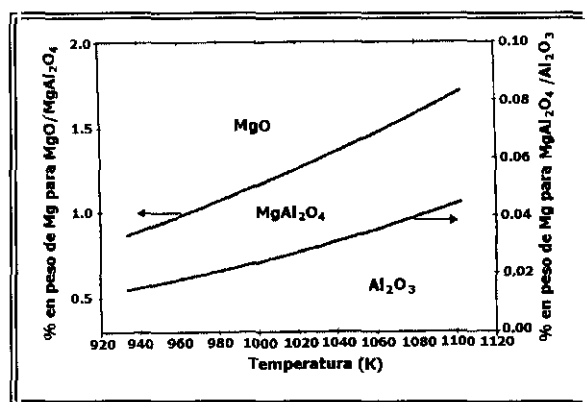


Figura 7.- Estabilidad termodinámica en estado líquido de los óxidos de Al-Mg.

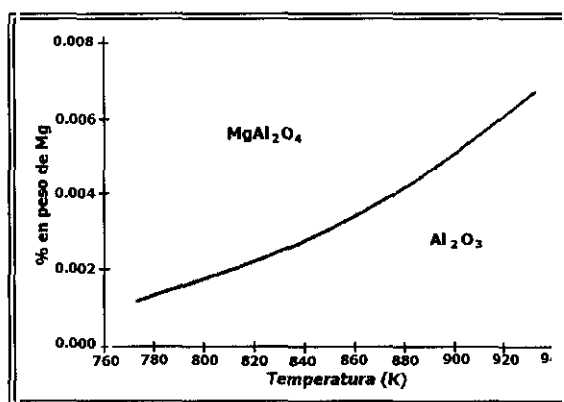


Figura 8.- Estabilidad termodinámica en estado sólido de los óxidos de Al-Mg.

Por lo tanto queda demostrado que las concentraciones de Mg influyen en la reactividad interfacial (Figura 9). La velocidad de reacción del Mg y el refuerzo de alúmina presenta

un valor máximo en el rango de composición de Mg entre el 1 y 2.5% en peso. Para niveles del 3% de Mg la velocidad de reacción disminuye y llega a ser cero en aleaciones con un 7% de Mg. Por lo tanto para el rango entre el 1 y 2.5% en Mg, la formación de la espinela con estructura cúbica⁽⁴⁹⁾ está garantizada, disminuyendo su espesor con el aumento en el contenido de magnesio (Figura 10). Luego, se podría decir que el crecimiento de la espinela $MgAl_2O_4$, sobre partículas de Al_2O_3 embebidas en matrices de aluminio que contienen Mg, sigue un mecanismo de crecimiento de deceleración⁽⁵⁰⁾.

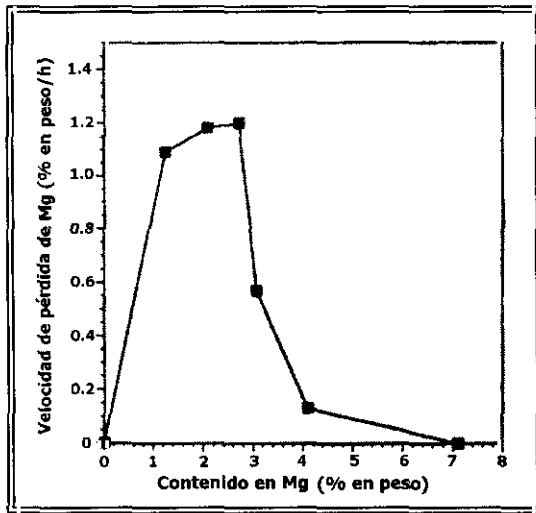


Figura 9.- Influencia de la concentración inicial de Mg en la pérdida de este elemento en la matriz por reacción interfacial con el refuerzo de Al_2O_3 .

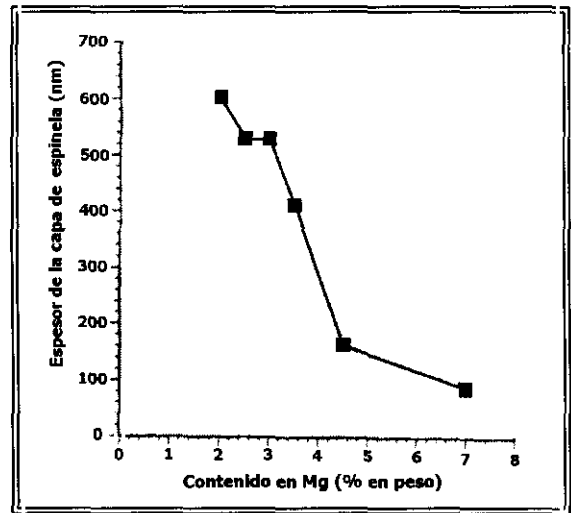


Figura 10.- Variación del espesor de espinela en función de la concentración de Mg.

II.3.- PROPIEDADES FÍSICAS Y MECÁNICAS DE LOS MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ DE ALUMINIO.

La introducción de refuerzo en una matriz metálica, provoca cambios en las propiedades. Estas van a depender tanto de la naturaleza de la matriz⁽⁵¹⁾, forma, tamaño, distribución y naturaleza del refuerzo, así como del tipo de unión entre ambos:

- ◆ Forma del refuerzo: Los refuerzos más comunes tienen formas alargadas, lo que provoca una concentración de tensiones en los extremos de los mismos. La forma de evitar este fenómeno de concentración de tensiones sería utilizar partículas esféricas, en las que este efecto se haría mínimo⁽⁵²⁾.
- ◆ Tamaño del refuerzo: En materiales con un alto rango de tamaño de refuerzo, son las partículas más grandes las que tienden a romperse al someter al material compuesto a un esfuerzo⁽⁵³⁾, cosa que no sucede en el caso de partículas pequeñas⁽⁵⁴⁾.
- ◆ Distribución del refuerzo: Es importante tener una distribución homogénea de refuerzo en el material compuesto, aunque generalmente suelen aparecer zonas de acumulación de refuerzo, sobre todo en el caso de las partículas y los whiskers. Estas zonas de alta densidad de refuerzo (cluster) pueden mermar de forma importante las propiedades mecánicas del material⁽⁵⁵⁾.
- ◆ Resistencia de la unión: Este es quizás el aspecto más difícil de determinar en los materiales compuestos y es importante tener en cuenta la posible formación de fases o compuestos frágiles que pueden deteriorar el comportamiento mecánico del material^{(56) (57)}.

En general, las propiedades físicas y mecánicas de un material compuesto se pueden predecir utilizando un modelo matemático simple, la regla de las mezclas. Ésta regla se

basa en que la propiedad a estimar de un material compuesto se puede obtener como una suma aritmética de las propiedades individuales de refuerzo y matriz⁽⁵⁸⁾:

$$P_C = P_M \cdot V_M + P_R \cdot V_R$$

donde:

P_C es la propiedad del material compuesto que se quiere calcular.

$P_{M,R}$ y $V_{M,R}$ son las propiedades y fracciones volumétricas conocidas de la matriz y refuerzo, respectivamente.

En el caso de materiales compuestos de refuerzo continuo esta aproximación se ajusta bastante bien, sin embargo en el caso de refuerzo discontinuo, como es el caso de las partículas, aparecen dispersiones sobre todo en el caso de las propiedades mecánicas.

La regla de las fases presenta importantes limitaciones y dentro de estas las más importantes son, que no tiene en cuenta la forma y orientación del refuerzo ni la influencia de las interfases formadas entre matriz y refuerzo.

II.3.1.- PROPIEDADES FÍSICAS DE LOS MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ DE ALUMINIO.

Los materiales compuestos de matriz metálica combinan las propiedades metálicas de la matriz (ductilidad y tenacidad)⁽⁵⁹⁾ con las propiedades cerámicas del refuerzo (alta resistencia)⁽⁶⁰⁾.

Los materiales compuestos de matriz de aluminio presentan, bajos pesos específicos al igual que sus matrices sin reforzar (Tabla I), sin embargo sus módulos elásticos y resistencias son superiores a las de las matrices. Se van a producir modificaciones en otras propiedades, respecto a las aleaciones sin reforzar, que habrá que tener en cuenta a la hora de trabajar con materiales compuestos. La mayoría de las matrices metálicas tienen conductividades térmicas relativamente altas (k), pero sus coeficientes de expansión térmica son sustancialmente mas altos que los de los de refuerzos utilizados.

Tabla I.- Algunas de las propiedades físicas de matrices de aluminio y refuerzo discontinuo de Al₂O₃.

Material	Peso Específico (Kg/m ³)	Punto de fusión (°C)
Al ₂ O ₃	3.97	2050
AA6061	2.71	575-650
AA7020	2.78	605-645

II.3.1.1.- Coeficiente de Expansión Térmica.

La mayoría de óxidos y carburos utilizados como refuerzos tienen coeficiente de expansión térmica (CET) muy pequeños (Tabla II). Esto implica que la adición de refuerzo a una aleación, permita obtener materiales compuestos con CET extremadamente bajos (Figura 11).

Tabla II.- Coeficientes de expansión térmica de matrices de aluminio y refuerzo de Al₂O₃.

Material	Coeficiente de Expansión Térmica (1/10 ⁶ K)
Al ₂ O ₃	8
AA6061	23.3
AA7020	23.3

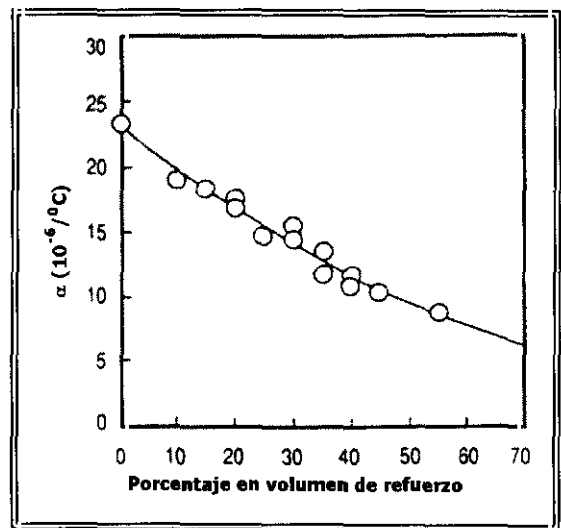


Figura 11.- Variación del coeficiente de expansión térmica (de 0 a 150 °C) en función de la fracción volumétrica de refuerzo en el MMC 6061/SiC, en condición térmica T6.

El modelo matemático más simple para estimar el CET de un material compuesto es la regla de las mezclas, pero al presentar importantes limitaciones se aplican otras ecuaciones matemáticas corregidas⁽⁶¹⁾, que intentan subsanar las limitaciones de la regla de las fases, y que proporcionan CET teóricos más cercanos a los observados experimentalmente, como es el caso de la ecuación de Turner:

$$CET_C = \frac{(CET_M \cdot V_M \cdot K_M + CET_R \cdot V_R \cdot K_R)}{(V_M \cdot K_M + V_R \cdot K_R)}$$

donde K es el módulo volumétrico.

II.3.1.2.- Conductividad Térmica.

En los materiales compuestos de matriz metálica, el refuerzo presenta menor conductividad térmica que la matriz (Tabla III) por lo que este último va a actuar como punto de última solidificación, y como consecuencia la densidad de poros aumentará alrededor de dichas partículas de refuerzo⁽⁶²⁾.

Al igual que el coeficiente de expansión térmica, la conductividad térmica es una propiedad que disminuye con el aumento de la cantidad de refuerzo (Figura 12).

Tabla III.- Conductividades térmicas de matrices de aluminio y refuerzo de Al₂O₃.

Material	Conductividad Térmica (J/cm s K)
Al ₂ O ₃	0.25
AA6061	1.72
AA7020	1.40

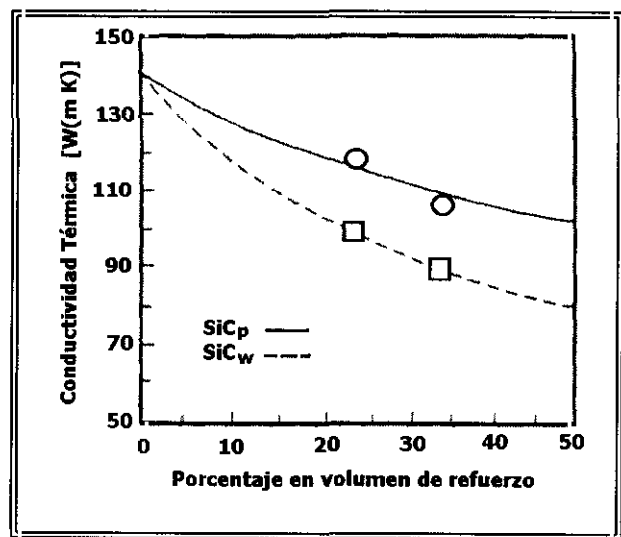


Figura 12.- Variación de la conductividad térmica en función del porcentaje en volumen de refuerzo en el MMC 2009/SiC en condición térmica T6.

La conductividad térmica de un material compuesto (K_C) se va a estimar, al igual que el coeficiente de expansión térmica, a través de ecuaciones mejoradas. Una de ellas es la planteada por Rayleigh, si bien el efecto de la interfase matriz/refuerzo no está considerado en ella:

$$K_C = K_M \left[\frac{(1 + 2V_R) \left(\frac{1 - \frac{K_M}{K_R}}{2 \frac{K_M}{K_R} + 1} \right)}{(1 - V_R) \left(\frac{1 - \frac{K_M}{K_R}}{K_M + 1} \right)} \right]$$

II.3.1.3.- Módulo Elástico o Módulo de Young.

En muchos casos el módulo elástico de un material compuesto (E_C) puede ser estimado por la regla de las mezclas⁽⁶³⁾ a partir de los valores de módulo elástico de la matriz y el refuerzo (Tabla IV):

$$E_C = E_R \cdot V_R + E_M \cdot (1 - V_R)$$

Tabla IV.- Módulo elástico de matrices de aluminio y refuerzo de Al_2O_3 .

Material	Módulo Elástico (10^3 N/mm^2)
Al_2O_3	3773
AA6061	70
AA7020	70

Las predicciones obtenidas utilizando esta expresión simple, para calcular el módulo elástico de un material compuesto, están de acuerdo con los valores experimentales obtenidos en el caso de estar reforzados con fibras (Figura 13), pero no se pueden aplicar a

los materiales compuestos reforzados con partículas⁽⁶⁴⁾.

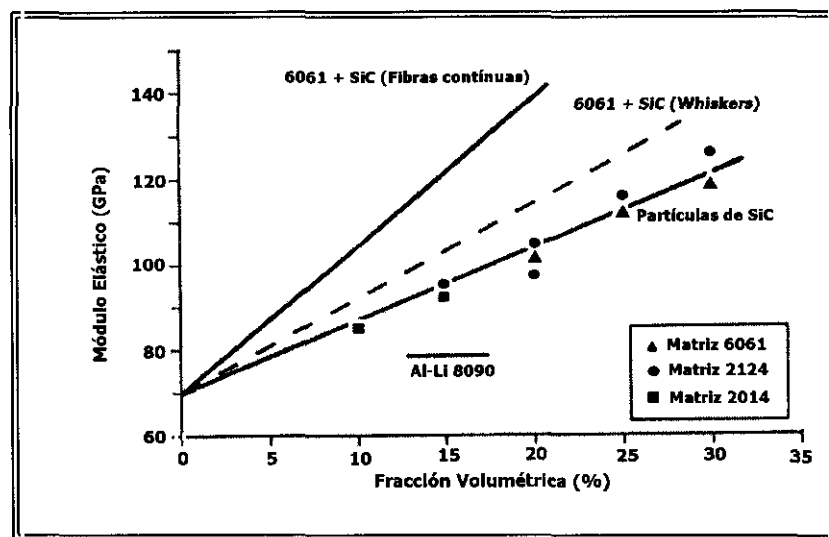


Figura 13.- Variación del módulo elástico en función de la fracción volumétrica y del tipo de refuerzo.

Con el fin de obtener datos mucho más acordes con los datos experimentales se utiliza la técnica FEM (modelo de elementos finitos)⁽⁶⁵⁾⁽⁶⁶⁾. De estos estudios se deduce que la transferencia de carga es más efectiva si se emplean partículas angulares en vez de partículas esféricas. Las partículas que producen mayor resistencia son las angulares ya

que restringen más la deformación plástica de la matriz y hacen más efectiva la transferencia de carga matriz/refuerzo⁽⁶⁷⁾.

El resto de los factores que afectan a las propiedades de los materiales compuestos, como pueden ser, el tamaño de grano, la resistencia interfacial y el tamaño de las partículas, influyen en la respuesta mecánica del material, pero no de una manera tan importante como el efecto de forma.

Además, el módulo elástico en los materiales compuestos cuyas matrices sean endurecibles por precipitación, va a ser influenciado por el tipo de condición térmica en la que se ensaye⁽⁶⁸⁾. En condiciones de envejecimiento natural (T4), el módulo elástico aumenta tanto para materiales sin reforzar como para materiales compuestos. Sin embargo, el envejecimiento artificial hace que el módulo elástico disminuya sólo en los materiales compuestos, debido a las variaciones en el grado de dislocaciones⁽⁶⁹⁾.

II.3.2.- PROPIEDADES MECÁNICAS DE LOS MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ DE ALUMINIO.

Las propiedades mecánicas de los materiales compuestos de matriz de aluminio son generalmente superiores a las de las aleaciones sin reforzar.

II.3.2.1.- Resistencia a la Tracción.

La mayoría de los materiales compuestos presentan altas resistencias pero deformaciones pequeñas. En los últimos años, se ha tratado de estudiar los mecanismos por los cuales se produce un aumento en la resistencia de los materiales compuestos en comparación con las aleaciones sin reforzar⁽⁷⁰⁾. Especialmente, cuando se trata de refuerzos en forma de partículas, la microestructura de la matriz tiene una importancia significativa, ya que se observa que el tamaño de grano de la matriz disminuye⁽⁷¹⁾.

La diferencia en los coeficientes de dilatación térmica entre el refuerzo y la matriz provocan, como ya hemos visto anteriormente, una densidad de dislocaciones. Aparece también retención ya que el refuerzo impide la deformación plástica de la matriz⁽⁷²⁾. Por lo tanto, un aumento en la fracción volumétrica del refuerzo aumenta la resistencia del

material compuesto (Tabla V)⁽⁷³⁾, así como predeformaciones aplicadas antes de los tratamientos térmicos de envejecimiento, ya que van a aumentar la densidad de precipitados endurecedores⁽⁷⁴⁾.

Tabla V.- Propiedades mecánicas de materiales compuestos de matriz de aluminio y de sus matrices.

Material Compuesto	Límite Elástico (MN/m ²)	Resistencia Máxima (MN/m ²)	Alargamiento (%)
6061 (T6)	275	310	20.0
6061/Al ₂ O ₃ /10p (T6)	296	338	7.5
6061/Al ₂ O ₃ /15p (T6)	317	359	5.4
6061/Al ₂ O ₃ /20p (T6)	359	379	2.1
6061/Al ₂ O ₃ /20p (T4)	305	330	3.4
7005 (T6)	345	392	15.0
7005/Al ₂ O ₃ /10p (T6)	337	379	8.0
7005/Al ₂ O ₃ /20p (T6)	352	380	3.0

II.3.2.2.- Ductilidad.

El uso de materiales compuestos de matriz de aluminio en la condición de T6, de máxima resistencia mecánica, está limitado por la baja ductilidad y tenacidad de fractura que poseen. Los efectos microestructurales en la deformación y fractura de los materiales compuestos, dependen de varias características. Estas son, la influencia del tamaño de grano y subgrano de material, fases precipitadas⁽⁷⁵⁾, y también hay que tener en cuenta partículas como son inclusiones no metálicas y partículas de impurezas no deseadas.

Los efectos secundarios, como son las reacciones de interfases entre matriz/refuerzo⁽⁷⁶⁾ y modificaciones en las características del proceso de envejecimiento, tienen también influencia en la respuesta mecánica global del material compuesto⁽⁷⁷⁾.

En algunos estudios sobre materiales reforzados con partículas no pudieron obtenerse relaciones de dependencia entre el tamaño de partícula y el comportamiento durante la deformación. Sin embargo, resultados experimentales actualmente obtenidos en aleaciones comerciales reforzadas con partículas evidencian que si existe una relación entre la

fracción volumétrica y la deformación. Se ha demostrado también, que aspectos como son el tamaño y la fracción volumétrica influyen en la ductilidad del material (Figura 14).

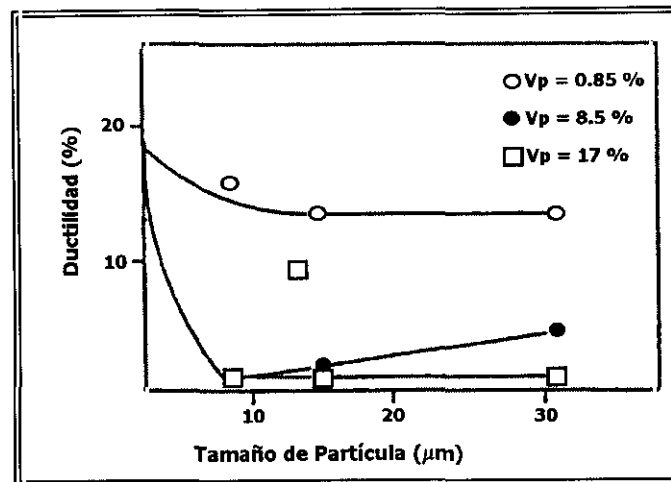


Figura 14.- Influencia de la fracción volumétrica y el tamaño del refuerzo en la ductilidad.

Por otro lado la falta distribución de las partículas y la existencia de zonas de acumulación de éstas (clusters), también influyen de forma negativa en la respuesta global del material durante el proceso de deformación⁽⁵⁸⁾.

II.3.2.3.- Resistencia a la Fricción.

La resistencia a la fricción en los materiales compuestos, normalmente aumenta con la fracción volumétrica de refuerzo (Figura 15) y con una disminución en el tamaño de partícula reforzante (Figura 16)⁽⁷⁸⁾.

Las aleaciones de aluminio, en general, presentan valores de durezas bajos comparados con los de los aceros y fundiciones. Por esta razón, no se pueden usar en aplicaciones donde el material este sometido a abrasión. Sin embargo, si se añade refuerzo a la aleación de aluminio, el material puede usarse en aplicaciones donde la resistencia a la abrasión sea una de las propiedades requeridas⁽⁷⁹⁾.

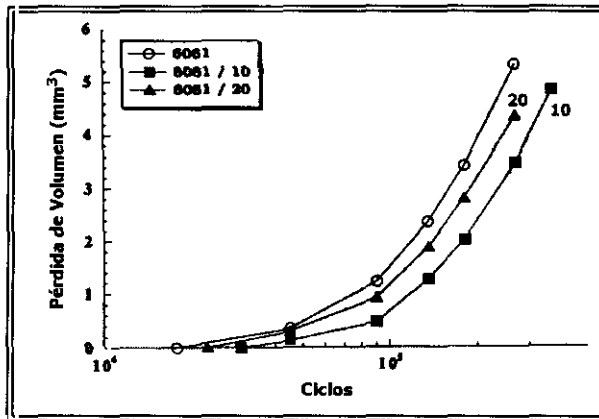


Figura 15.- Influencia del porcentaje en volumen del refuerzo en la aleación AA6061-T6 , en la resistencia a fricción.

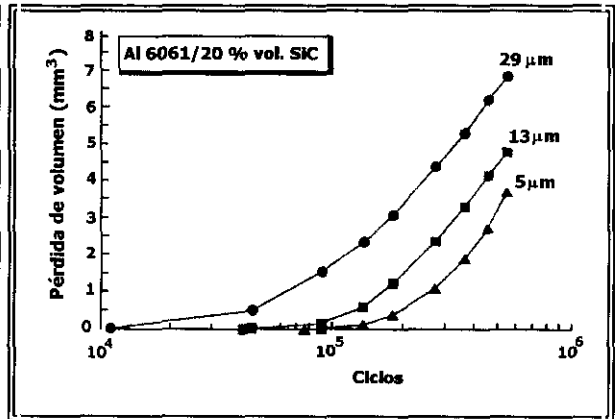


Figura 16.- Influencia del tamaño de refuerzo en la aleación AA6061 con un 20% de SiC , en la resistencia a fricción.

II.3.2.4.- Fluencia.

El uso de materiales compuestos reforzados con partículas y whiskers en aplicaciones de alta temperatura y tensiones mecánicas estáticas, implica un conocimiento importante de los mecanismos de deformación que afectan a la fluencia^{(80) (81) (82)}.

Un aumento en el porcentaje de refuerzo no va a influir en el valor de fluencia de los materiales compuestos (Figura 17)⁽⁸³⁾. Estudios recientes sobre el comportamiento a fluencia de materiales compuestos han sido llevados a cabo usando la ecuación aplicada a materiales sin refuerzo^{(84) (85)}:

$$\epsilon_s = A\sigma^n \exp\left(-\frac{Q_a}{RT}\right)$$

donde:

ϵ_s = Velocidad de fluencia en estado estacionario.

A, R = Ctes.

n = Exponente de tensión .

Q_a = Energía de activación.

El exponente de tensión (n) tomará un valor u otro en función de que el mecanismo de fluencia sea por difusión de vacantes, o a lo largo de límites de grano, o bien por movimiento de dislocaciones y deslizamiento de los bordes de grano.

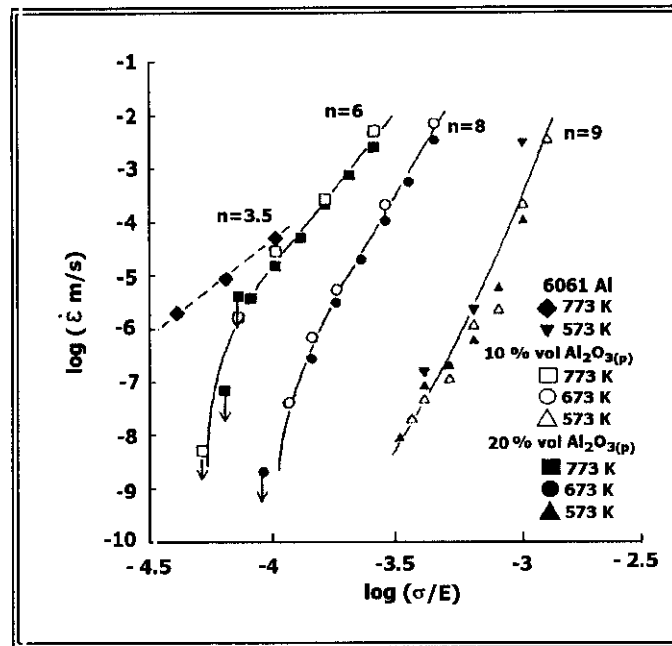


Figura 17.- Variación de la velocidad de fluencia mínima en la aleación AA6061 sin reforzar, y reforzada con distintos porcentajes de Al_2O_3 .

11.3.2.5.- Fatiga.

El comportamiento a fatiga de los materiales compuestos es quizás la propiedad más difícil de explicar⁽⁸⁶⁾, dado el tipo de tensiones dinámicas y fluctuantes a los que está sometido el material. Los factores de los que depende la fatiga son: tensión media, diseño, tratamiento térmico y endurecimiento superficiales. Con el aumento de refuerzo puede darse tanto un aumento como una disminución en la resistencia a fatiga. Entender el comportamiento a la fatiga de estos materiales, está bastante limitado y es uno de los aspectos en los que se centra el estudio actual de las propiedades mecánicas de los materiales compuestos⁽⁸⁷⁾.

En el caso particular de la aleación AA6061 reforzada con Al_2O_3 (Figura 18), se observa que un aumento del porcentaje de refuerzo aumenta el límite de fatiga, por debajo del cual no tiene lugar la rotura. Este mismo comportamiento se da en aleaciones Al-Zn-Mg, como puede ser la aleación AA7005 reforzada con Al_2O_3 ⁽⁸⁸⁾.

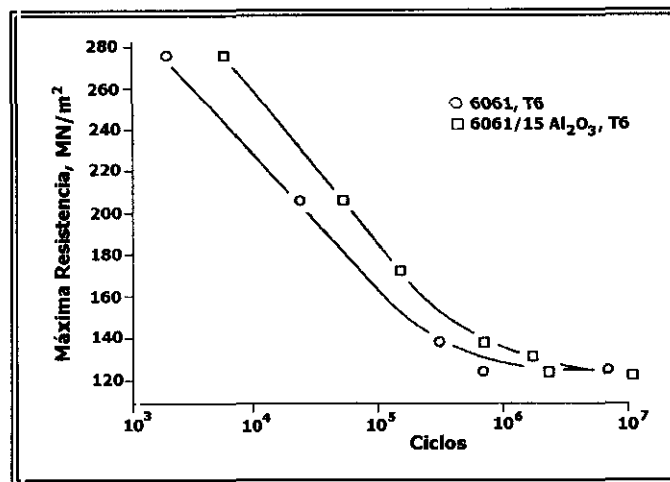


Figura 18.- Curva S-N para la aleación 6061-T6 sin refuerzo y reforzada con un 15% de Al₂O₃, en condición térmica T6 .

II.3.3.- FRACTURA EN MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ DE ALUMINIO.

II.3.3.1.- Variables Intrínsecas que Afectan a la Fractura.

La tensión teórica necesaria para deformar un cristal perfecto es de varios ordenes de magnitud superior a los valores encontrados comúnmente en materiales reales. De esto se deduce, que debe existir algún tipo de defecto en los materiales metálicos que provoca la rotura a valores de carga mucho menores que los calculados teóricamente⁽⁵²⁾.

Un factor importante en el fenómeno de fractura es el del tamaño de la pieza, ya que cuanto mayor sea éste, mayor será la probabilidad de encontrar defectos en ella. Los materiales metálicos poseen bajas tensiones de rotura en relación con su capacidad teórica, ya que muchos de ellos deforman plásticamente a muy bajas tensiones y eventualmente fallan por acumulación de este daño irreversible. Además, estos materiales contienen defectos que son microestructurales que han podido ser introducidos durante el proceso de fabricación, como son: porosidad, cavidades, inclusiones, segundas fases frágiles, etc., que pueden llevar a una rotura catastrófica si los niveles exceden del nivel teórico⁽⁸⁹⁾.

Si consideramos el caso de un material con un defecto o grieta (concentradores de tensiones) de forma elíptica y orientada con su eje mayor perpendicular a la tensión aplicada (Figura 19), en su interior la tensión será máxima al final del eje mayor de la elipse, entonces⁽⁹⁰⁾:

$$\frac{\sigma_{\text{máx}}}{\sigma_a} = 1 + \frac{2a}{b}$$

donde:

$\sigma_{\text{máx}}$ es la tensión máxima al final del eje mayor.

σ_a es la tensión aplicada en dirección normal al eje mayor.

a y b se corresponden con el eje mayor y menor, respectivamente.

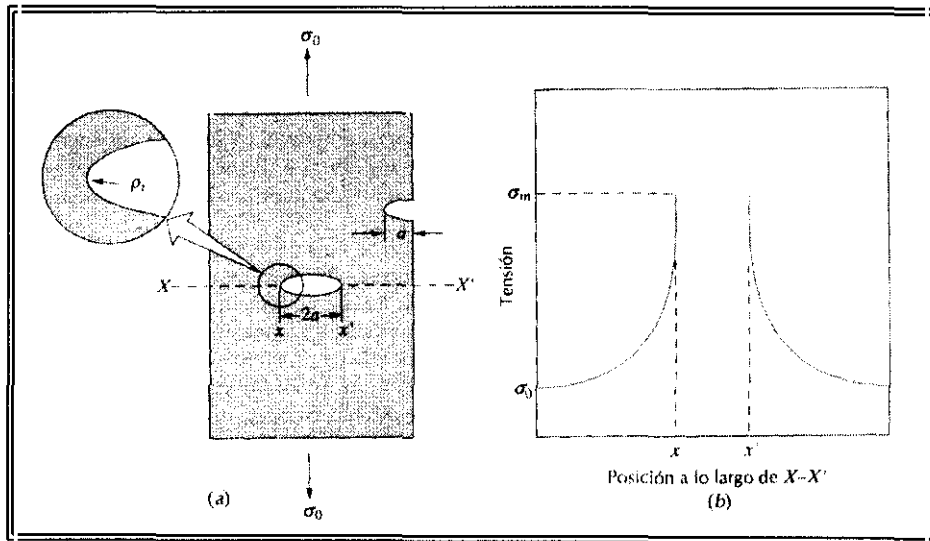


Figura 19.- (a) Geometría de grietas superficiales e internas; (b) Perfil esquemático de la tensión a lo largo del eje X-X' en (a), mostrando la amplificación de la tensión en las posiciones cercanas a las puntas de la grieta.

Si el radio de curvatura al final de la elipse viene dado por:

$$\rho = \frac{b^2}{a}$$

se llega a:

$$\sigma_{\text{máx}} = \sigma_a \left(1 + 2\sqrt{\frac{a}{\rho}} \right)$$

En la mayoría de los casos $a \gg \rho$, luego la resistencia máxima quedaría como:

$$\sigma_{\text{máx}} = 2\sigma_a \sqrt{\frac{a}{\rho}}$$

El término $2(a/\rho)^{1/2}$ es definido como factor de concentración de tensiones (K_{Total}) y describe el efecto de la geometría en la fractura (Figura 20). En todos los casos se demuestra que K_{Total} aumenta con la longitud de la grieta. Entonces, si debe haber defecto, cuanto menor sea mejor. Los niveles máximos de tensión-deformación que pueden soportar los materiales decrecen con el aumento de K_{Total} . Hay que tener en cuenta que la tensión local en la grieta viene representada por el producto de la tensión aplicada y el valor de K_{Total} . Por lo tanto, mientras la tensión aplicada sea lo suficientemente baja, el producto $\sigma_a \cdot K_{\text{Total}}$ estará por debajo de la tensión local necesaria para provocar la rotura.

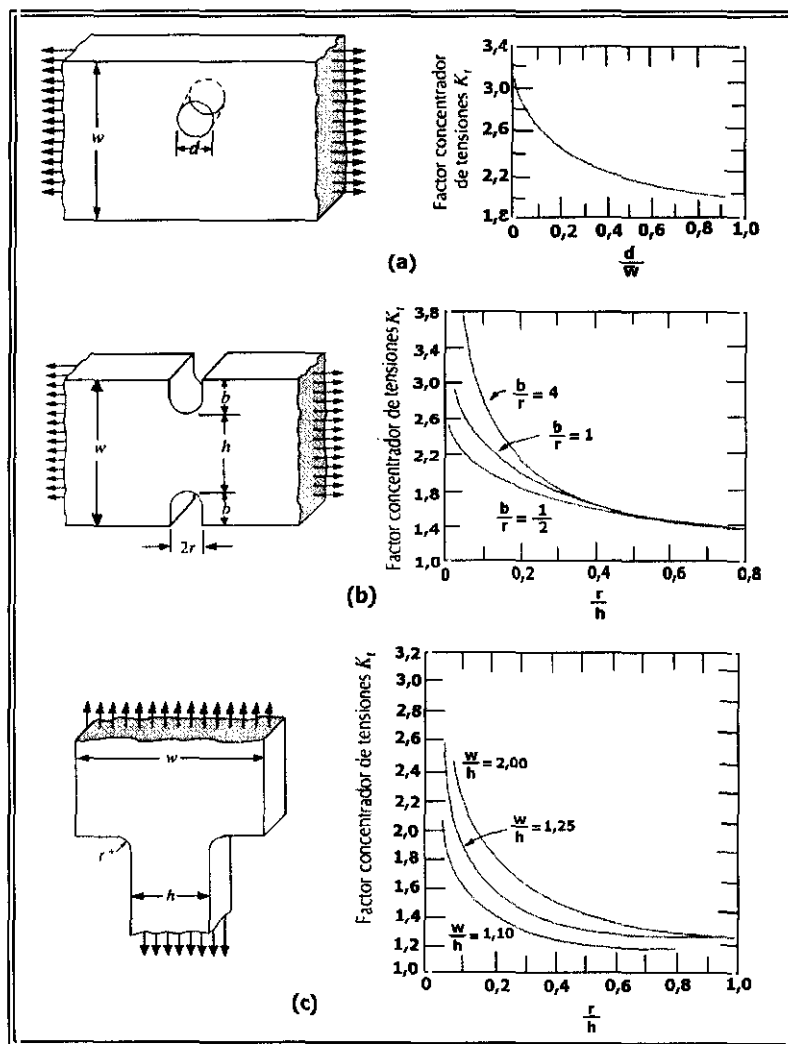


Figura 20.- Curvas teóricas de los factores de concentración de tensiones para tres geometrías sencillas.

II.3.3.2.- Variables Extrínsecas que Afectan a la Fractura.

El daño producido por la existencia de una zona de concentración de tensiones, depende de la capacidad de deformación local del material. De esta forma cualquier factor que afecte a la capacidad de deformación afectará a su fractura. Obviamente, cualquier mecanismo de endurecimiento para aumentar la resistencia simultáneamente suprime la capacidad de deformación plástica⁽⁹¹⁾. Para cualquier material, hay factores externos que contribuyen al fallo prematuro: defectos, bajas temperaturas y altas velocidades de deformación⁽⁹²⁾. Cuanto menos plástico sea un material, más frágil es la rotura.

Como es obvio, en el caso de materiales compuestos la presencia del refuerzo implica la existencia de inclusiones en el metal y además la pérdida de comportamiento plástico del mismo, con lo que se producirá una variación en el mecanismo de fractura del material compuesto respecto al material sin reforzar. La mayor desventaja de los materiales compuestos es su fallo producido por nucleación y crecimiento de microhuecos internos⁽⁹³⁾, que dependerá fuertemente de la distribución⁽⁹⁴⁾ y tamaño de las partículas reforzantes (Figura 21).

A la hora de estudiar la fractura en materiales compuestos hay que tener en cuenta la naturaleza de la matriz, la del refuerzo y la de la interfase matriz/refuerzo⁽⁹⁵⁾:

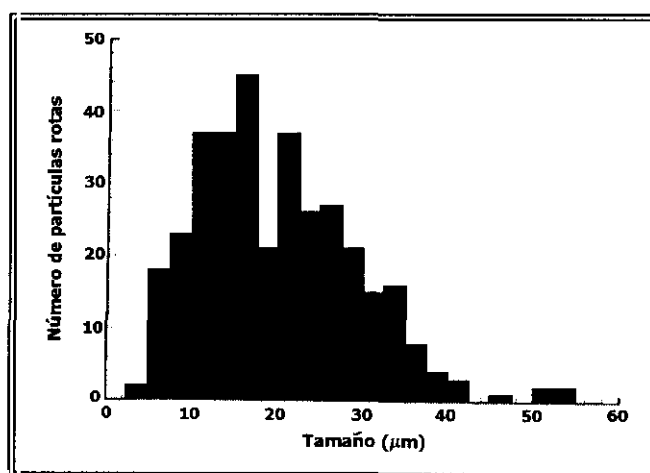


Figura 21.- Número de partículas rotas en función del tamaño de las mismas, en el material compuesto AA6061 reforzado con un 10% de Al_2O_3 .

- ◆ Matriz: dependiendo del tipo de metal del que se trate presentará una fractura más o menos tenaz, ya que la mayoría de los metales tienen en general buena ductilidad⁽⁹⁶⁾⁽⁹⁷⁾.
- ◆ Refuerzo: generalmente el refuerzo es un material de alta resistencia (alúmina, carburo de silicio) y por lo tanto presentará fractura frágil⁽⁹⁸⁾. Hay casos en los que el refuerzo no se añade con el objeto de mejorar la resistencia del material, sino de mejorar otras

propiedades, luego es posible que en estos casos el refuerzo presente una resistencia menor que la matriz.

- ◆ **Interfase:** la resistencia interfacial del material compuesto es difícil de determinar, tanto experimental⁽⁹⁹⁾ como teóricamente, por lo cual, el criterio de fallo sólo se puede establecer basándose en experimentos como la resistencia de los constituyentes por separado y la resistencia máxima del material compuesto⁽¹⁰⁰⁾.

El estado de tensiones en un material compuesto es complejo, incluso cuando se somete a una tensión uniaxial, pueden existir tensiones cortantes en algunas zonas, y el modo de fractura es combinado⁽¹⁰¹⁾. Para evitar la dificultad de determinar los valores de K_{Total} para un material compuesto, se puede abordar el problema desde el punto de vista de energía consumida en la fractura.

La energía total de rotura (G_C) por unidad de área de un material, es el resultado de la suma del trabajo consumido en la deformación plástica alrededor de la grieta (W_{Pc}) y la energía consumida en formar nuevas superficies, que incluyen las de la rotura del refuerzo (γ_R), de la interfase (γ_I) y la matriz (γ_{Mc})⁽¹⁰²⁾.

$$G_C = W_{Pc} + 2(\gamma_R + \gamma_I + \gamma_{Mc}) \Rightarrow \text{Para el caso de materiales reforzados.}$$

$$G_O = W_{Po} + 2\gamma_{Mo} \Rightarrow \text{Para materiales sin reforzar}$$

La diferencia de energía entre la rotura de un material compuesto y su matriz se puede expresar como:

$$\Delta G = \Delta W_p + \Delta \gamma$$

$$\text{donde: } \Delta W_p = W_{Pc} - W_{Po} \quad \text{y} \quad \Delta \gamma = 2(\gamma_R + \gamma_I + \gamma_{Mc}) - 2\gamma_{Mo}$$

Como la zona plástica en un material compuesto es menor debido a la presencia del refuerzo y se concentra alrededor de él⁽¹⁰³⁾, el trabajo de deformación plástica también disminuye, de ahí que ΔW_p sea siempre negativo para un material compuesto con refuerzo cerámico y por lo tanto ΔG depende del segundo término. En general, la energía de rotura interfacial (γ_I) no puede ser mayor que la energía de rotura de la matriz (γ_{Mc}), ya que si fuera así, el fallo se localiza en la matriz. En algunos casos, es posible que la energía de

rotura de un refuerzo cerámico γ_R sea mayor que la de la matriz. En conclusión, el segundo término $\Delta\gamma$, que es mayor o igual que cero, depende de la energía de rotura del refuerzo. Por lo tanto:

- ♦ $\Delta G > 0$ si $\Delta\gamma > |\Delta W_p|$, es decir si la energía de fractura del refuerzo es mucho mayor que la de la matriz. Por lo tanto, la tenacidad de fractura de un material compuesto se puede mejorar aumentando la cantidad de refuerzo en la matriz .
- ♦ $\Delta G < 0$ si $|\Delta W_p| \geq \Delta\gamma$, en este caso es imposible aumentar la tenacidad de fractura de un material compuesto.

En realidad, la tenacidad de fractura de la mayoría de los materiales compuestos es siempre más baja que la de las aleaciones sin reforzar⁽¹⁰⁴⁾. En definitiva en la superficie de un material compuesto aparecen tres tipos fundamentales de fractura⁽¹⁰⁵⁾ que son: rotura dúctil de la matriz, rotura frágil del refuerzo y descohesión interfacial (Figura 22). Debido a esto, resulta bastante complicado enclavar la fractura en un tipo de mecanismo simple y generalmente se dan modos mixtos de fractura.

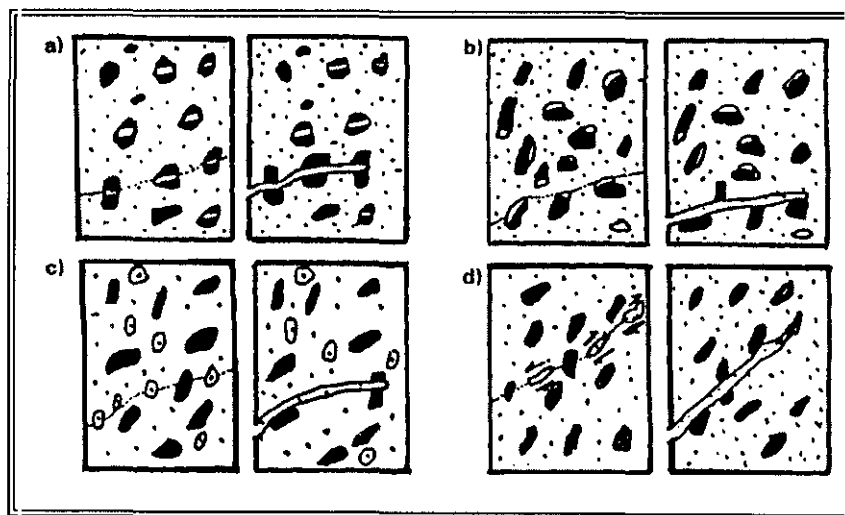


Figura 22.- Mecanismo de rotura en materiales compuestos de matriz metálica reforzados con partículas: a) Fractura de partículas; b) Descohesión partícula/matriz; c) Fractura dúctil de la matriz; d) Fractura por cortadura.

También se sabe que a mayor tamaño de partícula, el tamaño de los microhuecos en la superficie de fractura disminuye, debido a la disminución del espacio entre partículas⁽¹⁰⁶⁾. Además en estos casos, se aprecia un cambio del modo de fractura, ya que las partículas grandes rompen, mientras que las de menor tamaño sufren descohesión interfacial⁽¹⁰³⁾.

Otros estudios han intentado cualificar la naturaleza de la interfase entre el refuerzo y la matriz⁽¹⁰⁷⁾ utilizando la regla de las mezclas, con el fin de obtener una aproximación en la determinación de las propiedades mecánicas que se ajuste a los valores reales. Si suponemos que la interfase controla la transferencia de carga y esta es buena, entonces la aproximación dada por la regla de las mezclas se ajustará al valor real encontrado. En el caso de que transferencia de carga en la interfase no sea buena, la aproximación será muy diferente al valor real y se producirá una fractura por descohesión matriz/refuerzo⁽¹⁰⁸⁾.

Por su parte, otros autores ponen de manifiesto que la naturaleza del refuerzo, desde el punto de vista mecánico, también influye en el modo de rotura, ya que si el refuerzo es resistente (SiC), el modo de fractura preferente tiene lugar por descohesión interfacial⁽¹⁰⁹⁾. En el caso de materiales compuestos reforzados con partículas blandas (grafito), el fallo se localiza en la matriz cerca de la interfase, aunque también puede parecer descohesión⁽¹¹⁰⁾.

También se ha estudiado la influencia de la forma del refuerzo en el mecanismo de fractura⁽¹¹¹⁾. El modo de fractura varía entre partículas esféricas y partículas angulares⁽⁶⁷⁾. En las partículas angulares la rotura puede en algunos casos transcurrir a través de la partícula, mientras que en el caso de partículas esféricas el mecanismo es por nucleación, crecimiento y coalescencia de huecos en la matriz cercana al refuerzo (Figura 23).

En definitiva una interfase resistente no asegura una alta resistencia a rotura, ya que puede existir una baja resistencia a la rotura por descohesión y esto limita la resistencia del material compuesto.

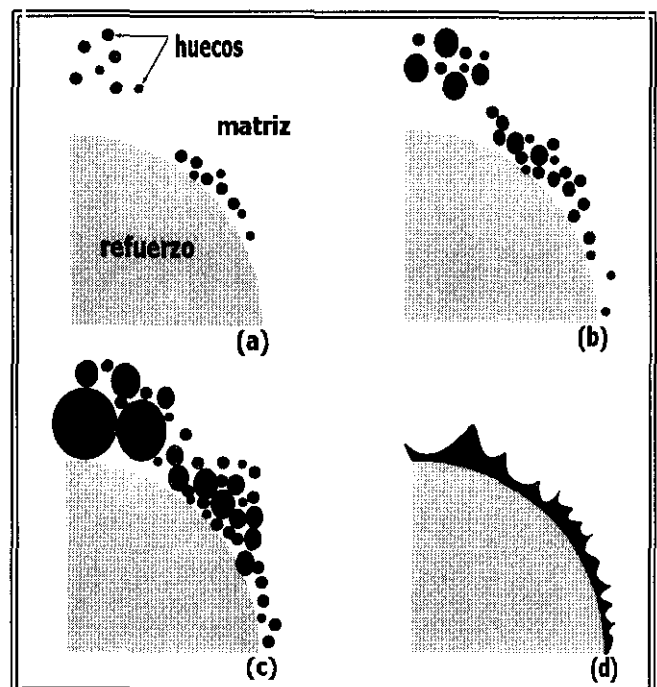


Figura 23.- Esquema de nucleación, crecimiento y coalescencia de huecos en materiales compuestos con refuerzo esférico.

II.4.- COMPORTAMIENTO FRENTE A LA CORROSIÓN MARINA.

II.4.1.-CORROSIÓN EN ALEACIONES DE ALUMINIO.

Una de las características más importantes en las aleaciones de aluminio de alta resistencia, y cuyas aplicaciones son estructurales, es su capacidad de resistir a medios agresivos. Esta degradación puede ser causada por dos tipos de corrosión: generalizada o localizada. La mayoría de las aleaciones de aluminio son susceptibles en NaCl tanto a la corrosión generalizada como localizada. Estas aleaciones básicamente deben su resistencia a la corrosión, a la estabilidad de la película de óxido (alúmina) formada de forma natural en contacto con el aire. La presencia de iones cloruros en disolución puede crear zonas de ataque localizado, debido a la adsorción de éstos en lugares susceptibles de la película de óxido formando complejos solubles⁽¹¹²⁾.

Las condiciones de estabilidad termodinámica de la película de óxido vienen definidas por el diagrama de Pourbaix (Figura 24), donde se definen tres zonas de comportamiento de un metal cuando entra en contacto con un medio acuoso⁽¹¹³⁾: corrosión, inmunidad y pasividad.

Cuando estas aleaciones sufren un proceso de conformado en su fabricación, van a presentar una microestructura orientada en el sentido de la deformación. En estas condiciones y en presencia de un medio agresivo, se favorece el desarrollo de un ataque intergranular a lo largo de planos paralelos, (corrosión por

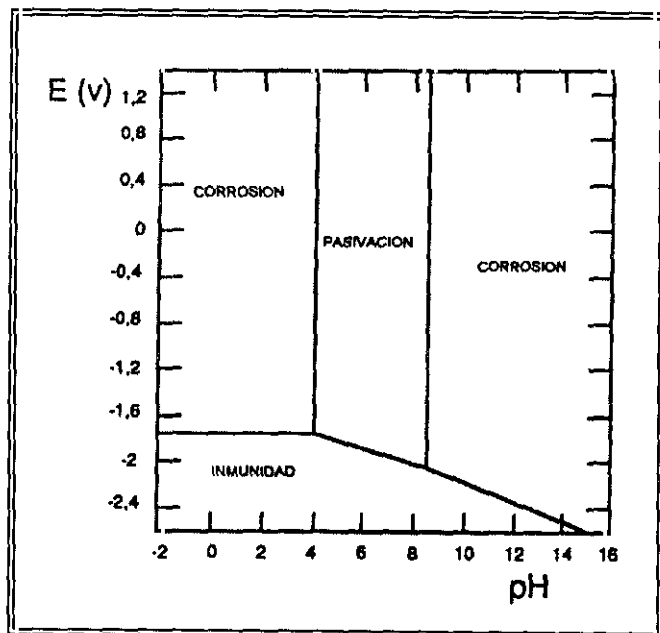


Figura 24.- Diagrama de Pourbaix para el aluminio.

exfoliación) provocado por la diferencia de electronegatividad entre las fases precipitadas en el límite de grano y las zonas adyacentes libres de precipitados⁽¹¹⁴⁾.

El proceso de corrosión se inicia en la superficie del recubrimiento, la cantidad de material atacado es pequeña, pero al formar productos de corrosión voluminosos, se produce un ataque en láminas⁽¹¹⁵⁾. Teniendo esto en cuenta, los factores que influyen en el proceso de corrosión son⁽¹¹⁶⁾:

- ◆ La naturaleza de los elementos aleantes (Figura 25).
- ◆ El proceso de conformado y la condición superficial.
- ◆ Los tratamientos térmicos a los que ha sido sometido el material.

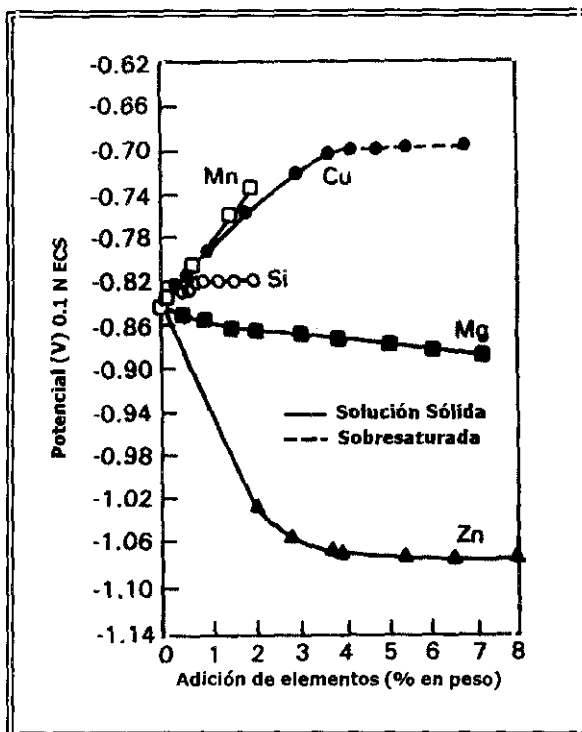


Figura 25.- Variación del potencial de corrosión en función de los elementos aleantes en aluminio.

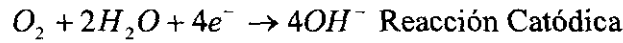
La velocidad de corrosión de las aleaciones de aluminio en medio cloruro presenta un aumento inicialmente con la concentración de ion agresivo (3.5 % en peso) y disminuye gradualmente con un aumento en la concentración del mismo (Figura 26), que ha su vez incrementa la densidad de corriente necesaria para la formación de la película de óxido estable.

Además, el efecto de la concentración del ion cloruro en la velocidad de corrosión es mayor en

la región de pH neutro, ya que viene dada en función de la adherencia de la película de óxido en la superficie de la aleación. Dichos iones aceleran la corrosión retardando la reparación de la película⁽¹¹⁷⁾.

Cuando la película de óxido no es perfectamente uniforme en algunos puntos, éstos serán lugares preferentes donde los iones cloruro podrán adsorberse y se nucleará una picadura⁽¹¹⁸⁾. Por esto, la resistencia a la corrosión por picaduras estaría determinada por la estabilidad electroquímica de la película y por su capacidad para regenerarse en el medio agresivo^{(119) (120)}.

La reacción global del proceso de corrosión para aleaciones de aluminio, en medio acuoso, neutro y aireado se definen como⁽¹²¹⁾:



Según lo expuesto hasta ahora, los principales factores que van a controlar el proceso de

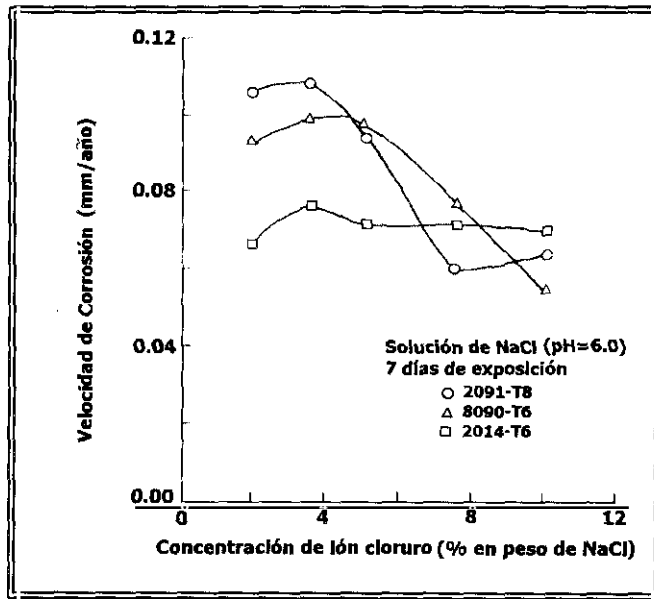


Figura 26.-Velocidad de corrosión en función de la concentración de cloruros, para aleaciones de aluminio.

corrosión son el potencial de la aleación y la concentración de los iones metálicos. El potencial de la aleación debe de ser lo suficientemente positivo para dar estabilidad a la capa de óxido. Dentro de las aleaciones de aluminio se van a presentar diferentes tipos de corrosión (Tabla VI): generalizada, localizada, filiforme, por resquicios, en rendijas, etc.

Tabla VI.- Resistencia de las aleaciones de aluminio según el tipo de corrosión.

Aleación	T.Térmico	Aleantes	Generalizada	Picadura	Exfoliación	B. Tensión
1xxx	Todos	Residuales	E	E	E	I
2xxx	T3 y T4	Cu	A	P	P	MS
	T8		A	P	A	R
3xxx	Todos	Mn, Mg	E	E	E	I
4xxx	Todos	Si	A	B	B	B
5xxx	Todos	Mn, Mg, Cr	E	B	B	I-R
6xxx	Todos	Mg, Si	E	B	E	I
	T6		A	A	A-P	S-MS
7xxx	T73	Mn, Cu	A	A	B	R

T3,T4,T6: Tratamientos de endurecimiento por precipitación; T8,T73: Tratamiento de sobreenviejido; E: Excelente; B: Bueno; A: Aceptable; P: Pobre; I: Inmune; R: Resistente; S: Susceptible; MS: Muy susceptible.

II.4.1.1.- Aleaciones Al-Mg-Si.

Las aleaciones Al-Mg-Si se caracterizan, desde el punto de vista de la resistencia a la corrosión, por su buen comportamiento. La corrosión en medio acuoso de aleaciones multifásicas viene acompañada de varios procesos de disolución selectiva, que llevan a cambios estructurales en la superficie metálica, alterando localmente las propiedades de la película de alúmina⁽¹²²⁾.

La fase endurecedora por precipitación en estas aleaciones, como ya se ha comentado, es el Mg_2Si . Esta fase presenta un comportamiento anódico. Si la aleación contiene cantidades de silicio por encima de las que necesita para formar esta fase, o contiene altos niveles de impurezas catódicas, la susceptibilidad a la corrosión intergranular aumenta⁽¹²³⁾. Debido al proceso de ataque, se produce la desaparición de forma selectiva de los compuestos intermetálicos⁽¹²⁴⁾, provocándose una disminución en la velocidad de corrosión⁽¹²⁵⁾. La

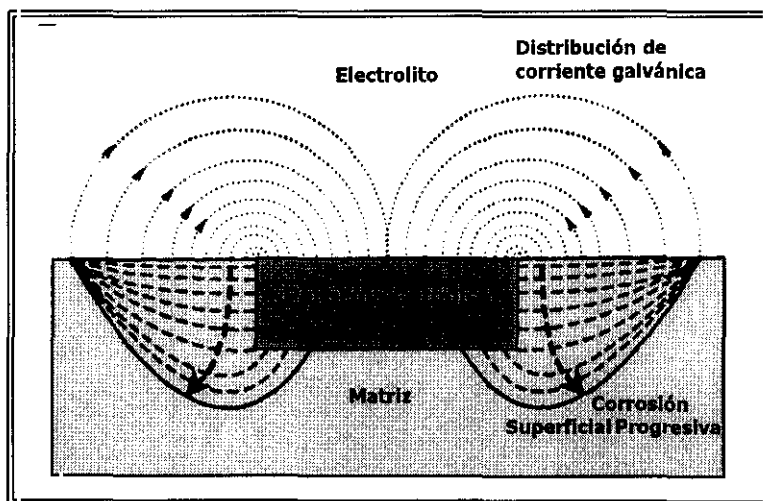


Figura 27.- Modelo de la interacción producida entre una partícula catódica y la matrix.

corrosión localizada por resquejio aumenta en las zonas de la matriz alrededor de los precipitados catódicos⁽¹²⁶⁾, llegando a la separación de estas partículas de la superficie (Figura 27).

En estas aleaciones cuando son sometidas a tratamientos térmicos, se

pueden encontrar, entre otros, intermetálicos de Al-Fe o Al-Fe-Si. Estas fases se caracterizan por tener un comportamiento catódico⁽¹²⁷⁾. Compuestos como el $FeAl_3$ van a ser las responsables de una reducción en la resistencia frente a la corrosión⁽¹²⁸⁾.

En procesos de soldadura por fusión de estas aleaciones, se producen variaciones microestructurales alrededor de la soldadura (microsegregaciones, precipitación de fases secundarias, recristalización, etc..) y por lo tanto, distintas susceptibilidades frente a la corrosión. En la zona afectada por el calor los potenciales de corrosión varían, ya que

existe un rango de efectos térmicos que van desde solubilización o envejecimiento a sobreenvejecimiento. Sin embargo, la corrosión localizada y bajo tensión no presentan problemas en estas aleaciones⁽¹²⁹⁾.

II.4.1.2.-Aleaciones Al-Zn-Mg.

Debido a su contenido en zinc, y a la existencia de compuestos intermetálicos de Mg-Zn⁽¹³⁰⁾ o Al-Zn-Mg⁽¹³¹⁾, estas aleaciones son más anódicas que otras aleaciones de aluminio⁽¹³²⁾. Dentro de esta serie, las aleaciones que no contienen cobre en su composición, presentan buena resistencia a la corrosión por picaduras aunque son menos resistentes a la corrosión bajo tensión⁽¹³³⁾⁽¹³⁴⁾. Existen algunos factores que contribuyen a reducir esta susceptibilidad a la corrosión bajo tensión⁽¹³⁵⁾:

- ◆ Control de la relación Zn/Mg en el rango 2,5-3.
- ◆ Adición de elementos como cromo, manganeso o zirconio que retardan la recristalización y controla el tamaño y la forma de los granos.
- ◆ Enfriamiento lento desde la temperatura de solubilización.
- ◆ Altas temperaturas de envejecimiento.

En los procesos de soldadura de estas aleaciones hay que destacar la aparición de la llamada “zona blanca”, en la que por el efecto de la temperatura, se produce una disminución en el contenido de zinc y un aumento en el de magnesio. Este cambio de composición junto a una variación microestructural, hace que esta zona sea más susceptible a la corrosión bajo tensión⁽¹³⁶⁾. En estas aleaciones tratables térmicamente, con el tratamiento térmico postsoldadura se consigue recuperar la resistencia a la corrosión.

II.4.2.- CORROSIÓN POR PICADURA EN ALEACIONES DE ALUMINIO.

Existen diferentes teorías referentes al mecanismo de iniciación y propagación de picaduras en metales pasivos, pero quizás el concepto más utilizado es el de potencial de picadura. Esta variable nos indica el potencial a partir del cual se produce un cambio drástico en la densidad de corriente durante el proceso de corrosión. En la figura 28 se

muestra la respuesta ideal cuando se aplica un voltaje a un metal pasivo. La picadura sólo se inicia cuando el potencial impuesto sobrepasa el valor del potencial de picadura. Una vez iniciadas las picaduras, estas son capaces de propagarse a potenciales más bajos, pero mayores que el potencial de protección, en el que se produce la repasivación de la superficie.

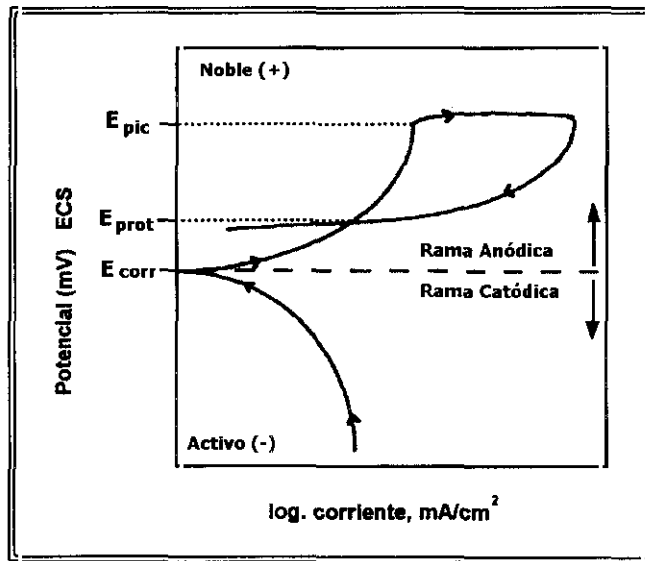


Figura 28.- Diagrama general de polarización de un metal pasivo.

La corrosión localizada usualmente aparece como picaduras (Figura 29), resquicios o como ciertos aspectos de la corrosión bajo tensión. En la corrosión localizada se definen cuatro etapas secuenciales⁽¹³⁷⁾:

1. **Adsorción** del anión

reactivo en el recubrimiento del óxido de aluminio, suponiendo que el transporte desde el seno de la disolución a la superficie metálica ocurre a la velocidad suficiente⁽¹³⁸⁾.

Esta etapa tiene lugar sin necesidad de aplicar un voltaje externo. La concentración relativa de ion cloruro en la película de

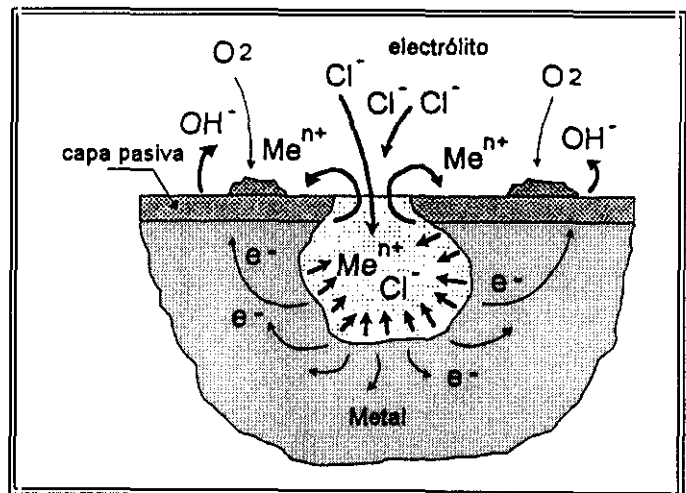


Figura 29.-Representación esquemática de la propagación de una picadura.

óxido aumenta desde un 3% atómico en el potencial en circuito abierto, hasta un 12-13% cerca del potencial crítico de picadura. La adsorción del ion agresivo no es homogénea, por lo que se espera una alta adsorción y actividad superficial en las imperfecciones o defectos en la capa de óxido⁽¹³⁹⁾. Estas zonas se comportan como centros activos, y es aquí donde, posteriormente se desarrollarán las picaduras.

2. **Reacción química** del anión absorbido con el ion aluminio en el óxido o hidróxido de aluminio precipitado.
3. El adelgazamiento del óxido por **disolución**⁽¹⁴⁰⁾.
4. **Ataque directo** del metal expuesto por el anión. La iniciación de la picadura está relacionada con la interacción química y física de la película de óxido con el medio. El crecimiento y propagación de picaduras, sin embargo, resulta de la interacción del aluminio metálico directamente con el medio.

II.4.3.- CORROSIÓN EN MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ DE ALUMINIO.

Los materiales compuestos de matriz de aluminio presentan una aceptable estabilidad ambiental, aunque las heterogeneidades causan un efecto adverso en las propiedades frente a la corrosión. El comportamiento frente a la corrosión depende de la historia térmica y mecánica del material, pero además, la introducción del refuerzo en la matriz provocará procesos de corrosión localizada⁽¹⁴¹⁾. Estos procesos vienen asociados a⁽¹⁴²⁾:

- ◆ Pares galvánicos entre el refuerzo o la capa de reacción interfacial y la matriz activa.
- ◆ Corrosión selectiva en la interfase refuerzo/matriz. Estas fases son más activas que la matriz y el refuerzo.
- ◆ Corrosión por resquicios, en el caso que se presenten huecos o fisuras en la intercara refuerzo matriz. Estos huecos pueden ser el resultado de descohesión local o agrietamiento de capas interfaciales frágiles.
- ◆ Corrosión de la matriz por defectos del proceso de manufactura, como son los poros o las segregaciones.

La película pasiva en el aluminio es un dieléctrico y la corriente catódica depende de la presencia de heterogeneidades en la superficie. La introducción del refuerzo incrementará la densidad de heterogeneidades y afectará el comportamiento electroquímico y frente a la corrosión⁽¹⁴³⁾.

Si el refuerzo es una especie eléctricamente conductora, pueden aparecer corrientes galvánicas entre la matriz y el refuerzo. Por el contrario, si el refuerzo es aislante (como es el caso de la Al_2O_3) no aparecerán corrientes galvánicas que tendrían un efecto perjudicial en la respuesta del material compuesto a medios agresivos. También aparecen zonas de concentración de tensiones en el material compuesto debido a los diferentes coeficientes de expansión térmica de la matriz y el refuerzo⁽¹⁴⁴⁾. La alta densidad de dislocaciones se concentrará en la interfase refuerzo/matriz y serán estas zonas activas, los lugares preferentes donde se localizará la corrosión (Tabla VII).

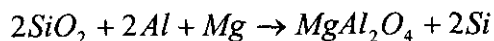
Tabla VII.- Resistividades eléctricas de distintas especies.

Material	Resistividad Eléctrica a 20°C (Ωm)	Coefficiente de Expansión Térmica 25-100°C (K ⁻¹)
Ag	$1,587 \times 10^{-8}$	
Cu	$1,678 \times 10^{-8}$	
AA6061-16	4×10^{-8}	$23,8 \times 10^{-6}$
MgAl_2O_4		$10,5 \times 10^{-6}$
Diamante	2,3	
SiC	160	$2,8 \times 10^{-6}$
Grafito	$3,60 \times 10^{-5}$	$1,5 \times 10^{-6}$
$\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ (99%)	1×10^{12}	$8,9 \times 10^{-6}$

En el caso particular de materiales compuestos con refuerzo de Al_2O_3 , este refuerzo es aislante, de manera que sus posibilidades de actuar como cátodo, son prácticamente nulas ya que el Al_2O_3 es termodinámicamente inestable en medios alcalinos y ácidos e inerte en medios acuosos⁽¹⁴⁵⁾. Por ello la reacción de reducción del oxígeno estaría restringida a las posibles fases precipitadas de carácter catódico.

El ataque por picaduras en este tipo de materiales se va a localizar en la interfase refuerzo/matriz⁽¹⁴⁶⁾. Esto no sólo es debido a descohesión entre ambos materiales, que dará lugar a la formación de microresquicios, sino por la aparición de intermetálicos que precipitan⁽¹⁴⁷⁾, incluso en el proceso de fabricación⁽¹⁴⁸⁾, y que van a conferir un buen anclaje entre ambos materiales, pero una mala resistencia a la corrosión debido a las diferencias en propiedades electroquímicas y tensiones residuales⁽¹⁴⁹⁾⁽¹⁵⁰⁾. Alguno de estos productos de reacción entre refuerzo y matriz es la espinela MgAl_2O_4 , que aparece en

aleaciones de aluminio con altos contenidos en magnesio y bajos en silicio (AA6061), reforzadas con Al_2O_3 ⁽¹⁵¹⁾:



El número total de intermetálicos precipitados en los materiales compuestos de matriz metálica es mayor que en los materiales no reforzados, con idénticos tratamientos térmicos, por lo tanto el número de puntos en los que se van a poder nuclear las picaduras será mayor.

La pérdida en resistencia a la corrosión, tanto estática como dinámica, de los materiales compuestos va a ser proporcional a la fracción volumétrica de refuerzo⁽¹⁵²⁾ (Figura 30). Al aumentar el porcentaje de refuerzo se aumenta el área de iniciación de los procesos de corrosión⁽¹⁵³⁾. En algunos casos este aumento de área, no es debido a un incremento en el porcentaje de refuerzo, sino a un aumento en el tamaño de partículas reforzantes, que durante el proceso de fabricación han sido fracturadas⁽¹⁵⁴⁾. Las áreas de cluster de partículas de refuerzo también producen una menor resistencia frente a la corrosión⁽¹⁵⁵⁾.

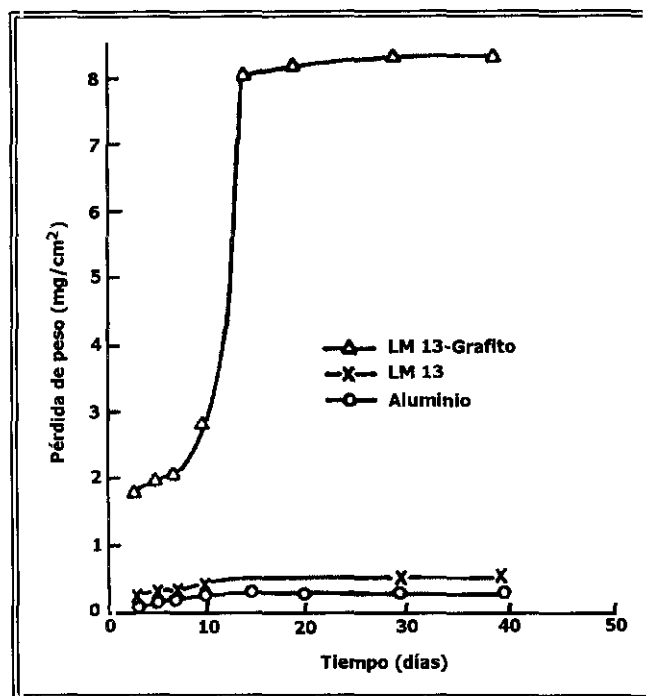


Figura 30.- Pérdidas de peso por inmersión en solución salina de: aluminio, aleación de aluminio LM13 y LM13 reforzada con grafito.

Uno de los métodos de protección frente a la corrosión de las aleaciones de aluminio y de materiales compuestos de matriz de aluminio es el anodizado. Los potenciales de corrosión y picadura son muy similares para las mismas matrices reforzadas y sin reforzar, sin embargo el anodizado es menos efectivo para los materiales reforzados. La estructura de la capa de anodizado en el caso de matrices reforzadas es mucho más porosa y a medida que aumenta el porcentaje de refuerzo, la capa disminuye su efectividad⁽¹⁵⁶⁾.

II.5.- SOLDADURA POR FUSIÓN DE MATERIALES COMPUESTOS.

II.5.1.- PROCESOS DE SOLDADURA EN ALEACIONES DE ALUMINIO.

II.5.1.1.- Métodos de Unión.

La soldadura de las aleaciones de aluminio se puede llevar a cabo hoy en día por distintos métodos bien conocidos⁽⁷⁾, pero sólo alguno de ellos tienen importancia práctica en la industria (Tabla VIII). El desarrollo de nuevos métodos de soldadura que ha progresado desde el principio de este siglo, ha aumentado después de la segunda guerra mundial y sigue contribuyendo continuamente al progreso tecnológico y económico⁽¹⁵⁷⁾.

Estos diferentes métodos de unión en aluminio, se engloban en tres grandes grupos:

- ◆ Soldadura por fusión: Siempre se produce la fusión del metal base y la del metal de aportación cuando este es empleado. Es decir, siempre existe una fase líquida formada, bien por el metal base, bien por el metal base más el de aportación.
- ◆ Soldadura en estado sólido: Son aquellos procesos en los que nunca se produce la fusión del metal base, ni la del de aportación cuando este se emplea, es decir, nunca existe una fase líquida.
- ◆ Soldadura fuerte y blanda (Tabla IX): Siempre se produce la fusión del metal de aportación pero no del metal base (Soldadura heterogénea). Existe siempre una fase líquida formada solo por el metal de aportación.
 - ◇ soldeo fuerte: metal de aportación funde a $T > 450\text{ °C}$
 - ◇ soldeo blando: metal de aportación funde a $T < 450\text{ °C}$

Tabla VIII.- Valoración de los procedimientos de soldadura utilizables para el aluminio.

Método de Soldadura	Al		AlMn		AlMg		AlMgSi		AlCuMg		AlZnMg		AlZnMgCu	
	A	B	AlMgMg		AlMgMn		A	B	AlCuSiMg		A	B	A	B
			A	B	A	B			A	B				
Procedimientos de Soldadura por FUSIÓN														
Con Gas	2	2	2	2	3	3	-	2	-	4	-	3	-	4
Con Arco y Metal	-	4	-	4	-	4	-	4	-	4	-	4	-	4
TIG	1	1	1	1	1	1	-	1	-	4	-	2	-	4
MIG	-	1	-	1	-	1	-	1	-	4	-	1	-	4
Plasma	1	1	0	0	1	1	-	1	-	4	-	1	-	4
Láser	1	-	0	-	1	-	0	-	0	-	0	-	0	-
Haz de Electrones	1	0	1	0	1	0	3	0	3	0	3	0	3	0
Arco bajo Polvo	-	(3)	-	0	-	(2)	-	0	-	0	-	(3)	-	0
Arco Sumergido en Escoria	-	(4)	-	0	-	(3)	-	0	-	0	-	(4)	-	0
Procedimientos de Soldadura por PRESIÓN														
En Frio	1		1		2		1		4		3		4	
En Caliente	1		1		1		1		3		2		3	
Por puntos de Resistencia	4		3		2		3		1		2		1	
A tope por Chispa	3		3		2		1		2		2		2	
Por Alta Frecuencia	1		1		1		2		3		2		3	
Por Fricción	1		1		2		1		2		2		2	
Oxísoldadura	0		0		0		2		0		0		0	
"Magnetarc"	0		0		(2)		(2)		(2)		(2)		(2)	
Con explosivo	1		1		2		3		3		3		4	
Por Ultrasonidos	1		1		2		2		2		2		2	
Por Difusión	1		1		2		1		1		2		2	

A: Sin aporte; B: Con aporte; Valoración de Soldabilidad: 1: Óptimo - 4: Peor Valoración; -: imposible utilizar debido al material o al proceso; 0: no existen hasta el momento investigaciones conocidas sobre el tema; (): El proceso sólo se ha experimentado en laboratorio.

Tabla IX.- Soldabilidad heterogénea del Aluminio.

Material	Tipo de Soldadura		Observaciones
	Soldadura Fuerte	Soldadura Blanda	
Al	Buena	Buena	
AlMn	Buena	Buena	
AlMg	Condicionada	Buena	Contenidos en Mg > 1% dificultan el mojado
AlMgSi	Buena	Buena	Disminuye la resistencia. Después de la soldadura fuerte se puede endurecer.
AlCuMg			
AlZnMg	No Apropiable	Posible	La soldadura fuerte produce daños irreversibles, la blanda fuerte descenso de la resistencia.
AlZnMgCu			

En la actualidad, más que la aparición de nuevos procesos, se está consiguiendo la ampliación del rango de aplicación de los ya existentes a nuevos materiales no metálicos y a aleaciones metálicas hasta ahora difícilmente soldables.

El aluminio y sus aleaciones pueden soldarse mediante la mayoría de los procesos de soldeo por fusión⁽¹⁵⁸⁾, así como por soldadura fuerte⁽¹⁵⁹⁾, blanda y soldadura en estado sólido. La soldadura por fusión se puede realizar mediante TIG⁽¹⁶⁰⁾⁽¹⁶¹⁾ y MIG⁽¹⁶²⁾, por resistencia, plasma⁽¹⁶³⁾⁽¹⁶⁴⁾⁽¹⁶⁵⁾⁽¹⁶⁶⁾⁽¹⁶⁷⁾⁽¹⁶⁸⁾, láser⁽¹⁶⁹⁾⁽¹⁷⁰⁾ o haz de electrones⁽¹⁷¹⁾. El soldeo con electrodos revestidos y oxigas sólo se emplea en reparaciones o cuando no es posible otro proceso y, el soldeo por arco sumergido no se utiliza.

II.5.1.2.- Concepto de Soldabilidad.

El concepto de soldabilidad se puede definir como el conjunto de factores que incluyen entre otros, el método de soldadura aplicado, el tipo de aleación a soldar y el metal de aportación utilizado, que de forma conjunta garantizarán la estabilidad de la unión.

Las condiciones requeridas para la soldadura de aluminio son⁽¹⁷²⁾:

- ◆ Una fuente de calor intensa y localizada para contrarrestar la *alta conductividad térmica y alto calor específico y latente* que presentan estas aleaciones. Para conseguir una buena fusión en piezas de gran espesor, es necesario realizar un precalentamiento.
- ◆ La necesidad de eliminar la *película de óxido superficial* (Al_2O_3), formada debido a la gran afinidad del aluminio por el oxígeno. Esta película presenta un punto de fusión elevado (2050°C), que puede llegar a retener inclusiones en el cordón de soldadura, impidiendo la obtención de una buena unión. Por lo tanto es necesario eliminar o retirar la capa de óxido mediante decapado químico, con fundentes, amolado o mediante la acción decapante del arco eléctrico.
- ◆ Una alta velocidad de soldadura, para disminuir las distorsiones producidas durante el proceso de soldadura, provocadas por el *alto coeficiente de expansión térmica* de estas aleaciones. El soldeo a bajas velocidades y con gran cantidad de metal de aportación aumenta las deformaciones y la tendencia a la rotura. Por otro lado si la velocidad de soldeo es demasiado elevada, se produce un baño de fusión poco profundo que favorece la concentración de impurezas en la línea central del cordón y, durante la solidificación genera tensiones transversales lo suficientemente elevadas para que aparezcan grietas (fisuración en caliente). En función de este parámetro dentro del aluminio y sus aleaciones existen dos grupos: los que presentan una soldabilidad excelente (Al-Mg-Si y Al-Zn-Mg entre otras) y los que la presentan restringida (aleaciones de aluminio con altos contenidos en magnesio, cobre o plomo). Por otro lado, las aleaciones con un gran intervalo de temperatura de solidificación, es decir las de más alta aleación, corren mayor riesgo de presentar grietas de solidificación que aquellas con un intervalo insignificante⁽¹⁷³⁾.
- ◆ Un bajo contenido en hidrógeno, debido a la alta solubilidad de este gas en el aluminio fundido, el cual provocaría *porosidad* en el cordón de soldadura después del proceso de solidificación.
- ◆ Además habrá que tener en cuenta la *temperatura de fusión* del aluminio que es 660°C y de las aleaciones que está en torno a los 560°C . Estas temperaturas son bajas en comparación con otros metales, sin embargo el problema radica en que las aleaciones de aluminio no cambian de color durante el calentamiento, por lo que se corre el riesgo de perforar la pieza durante el proceso de soldeo.

Luego un material se considera soldable, por un procedimiento determinado y para una aplicación específica, cuando mediante una técnica adecuada se puede conseguir una soldadura sana, de tal forma que cumpla con las exigencias prescritas con respecto a sus propiedades⁽¹⁵⁷⁾.

II.5.2.- SOLDADURA POR FUSIÓN.

El primer proceso con protección gaseosa empleó un electrodo consumible de wolframio y helio como gas de protección y recibió la denominación de TIG. El proceso todavía se mejoró cuando se introdujo el empleo de la corriente alterna, a la que se superpone una corriente de alta frecuencia y voltaje para mejorar la estabilidad del arco. El proceso TIG resolvió el problema de la soldadura de materiales muy reactivos pero no el de soldar secciones gruesas o altamente conductoras del calor. Para salvar este problema en 1948 el electrodo de wolframio se sustituyó por un alambre continuo, dando lugar al MIG.

El proceso eléctrico en el arco es de gran importancia para comprender lo que sucede en la soldadura por fusión de aluminio. En principio se puede soldar con corriente continua (CC) o con corriente alterna (CA) (Figura 31).

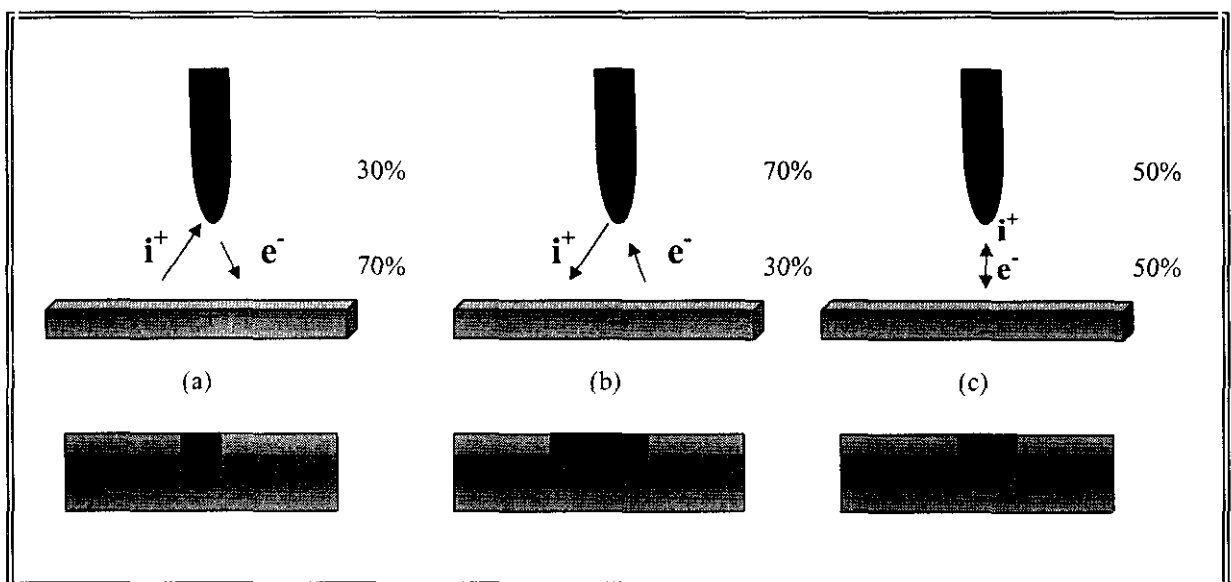


Figura 31.- Propiedades del arco para diferentes polaridades. (a) Corriente continua con polaridad negativa; (b) Corriente continua con polaridad positiva y (c) Corriente alterna con alta frecuencia.

Dentro de la corriente continua encontramos dos tipos de polaridad diferente⁽¹⁵⁷⁾:

- ◆ Negativa, en la cual se emiten electrones en el electrodo, que actúa como cátodo (polo negativo), y que a través del arco eléctrico se dirigen hacia la pieza que es el ánodo (polo positivo). En sentido contrario, es decir, del polo positivo al negativo se desplaza un número igual de iones cargados positivamente.
- ◆ Positiva, en este caso la pieza es el polo negativo y el electrodo el polo positivo, por lo tanto los electrones chocan contra el electrodo y provocan un fuerte calentamiento en su punta, simultáneamente se produce la eliminación de la capa de óxido formada sobre la pieza.

La polaridad negativa cede la mayor parte de su energía a la pieza de trabajo, 70%, de manera que tenemos un baño fundido profundo con buena penetración. La carga sobre el electrodo es reducida, lo cual es una ventaja para la soldadura TIG. Una gran desventaja al emplear esta polaridad es que el arco no rompe la película de óxido, lo que implica una preparación superficial y de bordes en el material a soldar.

La soldadura con corriente continua y polaridad positiva (polaridad invertida) es utilizada en el proceso de soldadura MIG. De la distribución de calor el 70% corresponde al electrodo. El baño fundido es relativamente ancho y de escasa profundidad, obteniéndose por lo tanto poca penetración. La ventaja determinante para el uso de polaridad positiva consiste en el efecto rompedor de la película de óxido, y por lo tanto ésta ya no supondrá un obstáculo para poder conseguir una buena calidad de soldadura. Aun así el arco no puede romper películas de óxido gruesas, luego no se puede prescindir de la eliminación de la capa de óxido antes de comenzar la soldadura.

La soldadura de corriente alterna implica que la polaridad se cambia del orden de 100 veces por segundo. La distribución de calor es aproximadamente la misma en el electrodo y en la pieza de trabajo. La penetración y el ancho del baño fundido se encuentran entre los valores de los dos casos anteriores.

En la soldadura por fusión, en el proceso MIG se van a utilizar metales de aportación, sin embargo en el caso del proceso TIG va a ser opcional. Las mejores propiedades de las uniones, en cuanto a resistencia, corrosión y ausencia de fisuras, se obtienen cuando se usa un metal de aporte adecuado (Tabla X).

Tabla X.- Recomendaciones para consumibles (metales de aportación) en soldadura por fusión de aleaciones de aluminio.

Material										
Base A										
Al99,9										
Al99,8	Al99,8									
Al99,7										
Al99,5	Al99,5Ti	Al99,5Ti								
Al99	Al99,5	Al99,5								
AlMn	Al99,5Ti	Al99,5Ti	Al99,5Ti							
	AlMn1	AlMn1	AlMn1							
AlMg1	Al99,5Ti	Al99,5Ti	Al99,5Ti	AlMg3						
AlMg2	AlMg5	AlMg5	AlMg5	AlMg5						
AlMg3	AlMg3	AlMg3	AlMg3	AlMg3	AlMg3					
	AlMg5	AlMg5	AlMg5	AlMg5	AlMg5					
AlMg5	AlMg5	AlMg5	AlMg5	AlMg3	AlMg5	AlMg5				
	AlMg5	AlMg5	AlMn1	AlMg5	AlMg5	AlMg5				
AlMgMn	AlMg5	AlMg5	AlMg3	AlMg5	AlMg5	AlMg3	AlMg5			
	AlMg5	AlMg5	AlMg5	AlMg5	AlMg3	AlMg5	AlMg3			
AlMg4,5Mn	AlMg5	AlMg5	AlMg3	AlMg5	AlMg3	AlMg5	AlMg5			
	AlMg5	AlMg5	AlMg5	AlMg5	AlMg5	AlMg5	AlMg5			
AlMgSi0,5	AlMg5	AlMg5	AlMg5	AlMg5	AlMg5	AlMg5	AlMg5	AlMg5	AlSi5	
AlMgSi1	AlSi5	AlSi5	AlMg5	AlMg5	AlMg5	AlMg5	AlMg5	AlMg5	AlMg5	
AlZnMg1	AlMg5	AlMg5	AlMg5	AlMg5	AlMg5	AlMg5	AlMg5	AlMg5	AlMg5	AlMg5
	AlMg5	AlMg5	AlMg5	AlMg5	AlMg5	AlMg5	AlMg5	AlMg5	AlMg5	AlMg5
Material Base B	Al99,9									
	Al99,8	Al99,5	AlMn	AlMg1	AlMg3	AlMg5	AlMgMn	AlMg4,5Mn	AlMgSi0,5	AlZnMg1
	Al99,7	Al99		AlMg2					AlMgSi1	

II.5.2.1- Soldadura TIG en Aleaciones de Aluminio.

Las notas características del procedimiento se hallan contenidas en la designación WIG que significa: Wolframeltrode-inergas (soldadura con electrodos de wolframio con gas protector) según la norma DIN 1910 parte2. Todos los demás procedimientos de soldadura con gas protector, según dicha norma en su parte 4, no son aplicables al aluminio. En algunos países se ha introducido la denominación TIG (Tungsten inert gas) o también son habituales las denominaciones, GTA (gas tungsten arc) y GTAW (gas tungsten arc welding)⁽¹⁷⁴⁾.

En el proceso de soldadura TIG se hace saltar un arco eléctrico entre un electrodo refractario de wolframio y la pieza a soldar, mientras que un chorro de gas inerte, generalmente argón, sale a través de una tobera situada concéntricamente alrededor del electrodo, la mayor parte de las veces refrigerada por agua, protegiendo de la oxidación el electrodo y a la zona de soldadura (Figura 32).

El gas protector inerte (gas monoatómico noble) es, en principio, solamente necesario para impedir una nueva oxidación de la pieza, hasta que se halla formado la unión por soldadura y el metal se encuentre solidificado.

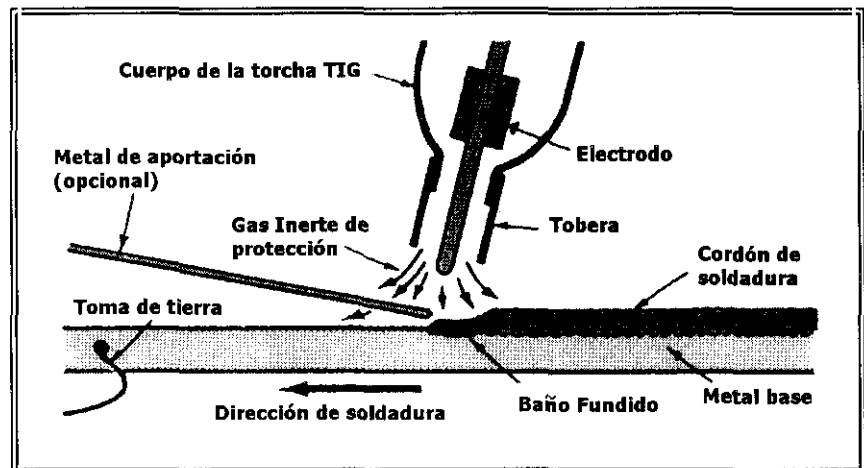


Figura 32.- Esquema del proceso de soldadura TIG.

El electrodo es de tipo no fusible, wolframio o wolframio aleado con zirconio, lantano, etc... y se va a utilizar corriente alterna⁽¹⁷⁵⁾, o corriente continua de alta frecuencia superpuesta. Sin embargo, está adquiriendo una importancia creciente la soldadura TIG con corriente continua y polaridad negativa⁽¹⁷⁶⁾. La polaridad negativa cede la mayor parte de su energía a la pieza de trabajo (70%) de modo que obtenemos un baño de fusión profundo con buena penetración. La carga sobre el electrodo es reducida, lo cual es una ventaja en este método. Una gran desventaja al emplear esta polaridad es que el arco no elimina la película de óxido de modo que se impone un tratamiento previo del material como la preparación cuidadosa de bordes biselados y limpieza exhaustiva.

El peligro de porosidad en procesos de soldeo TIG es menor que en la soldadura MIG. Se usa soldadura TIG para espesores entre 0,7 y 10 mm, aunque realmente no está establecido el límite superior.

La soldadura TIG puede presentar variantes en método utilizado a la hora de aportar el calor, entre otras se encuentran:

- ◆ Soldadura de pulso largo: Se puede utilizar tanto en la soldadura con corriente continua como alterna. Se trabaja con dos niveles de corriente, de los cuales el mas bajo se elige para que no se apague el arco. La ventaja radica en que se puede conseguir una soldadura perfecta con una intensidad de corriente media, mas baja que en la soldadura normal. Con la combinación corriente continua y pulso se pueden llegar a soldar espesores del orden de 0.05 mm, sin llegar a producir perforaciones.
- ◆ Onda Rectangular: En comparación con la corriente alterna sinusoidal se consigue un paso por el cero mucho más rápido. Esto da lugar a que el riesgo de que el arco se apague sea muy pequeño y que la corriente de alta frecuencia sea necesaria sólo cuando se encienda el arco. Además la onda rectangular tampoco presenta pico, de modo que se pueden usar electrodos de wolframio más delgados.

II.5.2.1.- Soldadura MIG en Aleaciones de Aluminio.

El término MIG significa Metallelectrode-inergas (soldadura con electrodos de metal con gas protector), según la norma DIN 1910 parte 2, o bien GMAW (gas metal arc welding)⁽¹⁷⁴⁾. En el proceso de soldadura MIG (Figura 33) se desea una carga térmica elevada de los electrodos, lo que conduce a un elevado rendimiento de fusión.

El arco se produce entre la pieza y el electrodo que actúa al mismo tiempo de material de aportación, luego la soldadura MIG sin aportación no es posible.

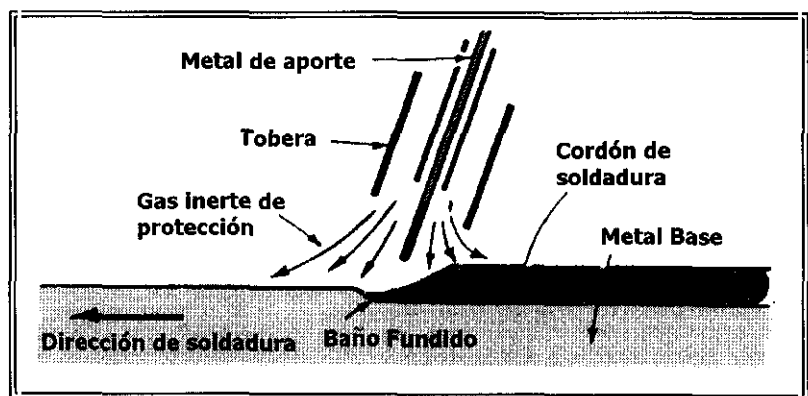


Figura 33.- Esquema del proceso de soldadura MIG.

En el método de soldadura MIG convencional se utiliza corriente continua, con electrodo polarizado positivamente y con argón puro como gas de protección. La porosidad va a ser mayor que la que se obtienen en soldaduras

TIG⁽¹⁷⁷⁾, debido a que en soldadura MIG, el arco puede quedar inestable, lo cual puede causar interferencias en el transporte del material. Las velocidades de soldadura son mayores que en TIG y además la zona afectada por el calor será más estrecha, lo que hace que este proceso sea más productivo que el TIG.

Existen variantes dentro del proceso de soldadura MIG, en función del modo de transferencia de metal en el arco:

- ◇ Soldadura MIG spray.
- ◇ Soldadura MIG globular.
- ◇ Soldadura MIG en cortocircuito.
- ◇ Soldadura MIG por arco pulsado, con el que se consigue una pulsación de corta duración y en cada máximo de pulso se desprende una gota de consumible. La forma de la onda de corriente es cuadrada, pudiéndose regular tanto la duración y la altura del impulso como la frecuencia del mismo. La corriente de impulso y su duración controlan el desprendimiento de las gotas formadas en la punta del hilo de aportación, y la frecuencia el número de las mismas por segundo transferidas hacia el material base (Figura 34). Con este proceso se puede trabajar en todas las posiciones con un menor aporte de calor.

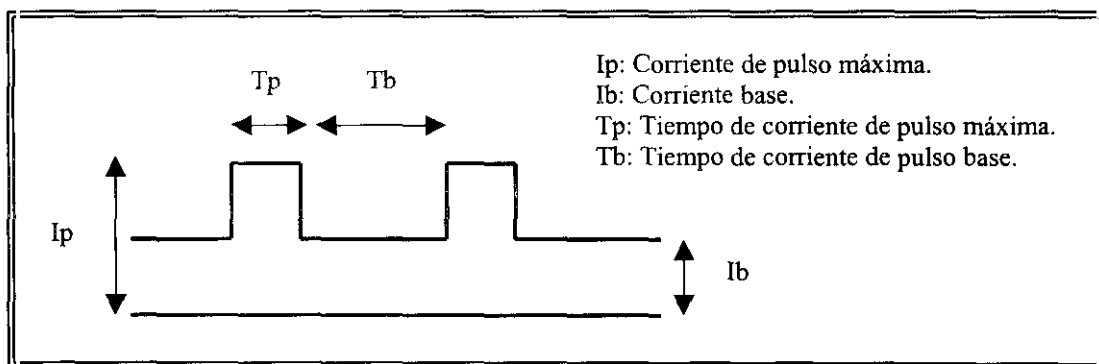


Figura 34.- Fase de transferencia por arco pulsado.

El valor de los parámetros T_p e I_p permanecen constantes durante todo el proceso de soldeo y dependen del diámetro del hilo de aportación. Por otro lado, cuanto mayor es la velocidad de aportación del hilo, mayor será el parámetro I_b y se obtendrán mayor número de pulsos por unidad de tiempo (T_b disminuye).

Las ventajas de utilizar este proceso son:

- Se puede soldar material con espesores inferiores a 1,5 mm
- Espesores diferentes pueden ser soldados con mayor facilidad
- El arco permanece estable lo que hace minimizar el riesgo de defectos de soldadura.
- Se pueden usar consumibles más gruesos

Si el equipo de soldadura MIG además es sinérgico evita que el soldador tenga que buscar los parámetros que proporcionen un arco estable, solo teniendo que definir el diámetro, naturaleza y velocidad del hilo de aporte junto con el tipo de gas de protección⁽¹⁷⁸⁾. Las ventajas de este tipo de equipos son:

- ◆ Optimización de parámetros de soldeo.
- ◆ Arcos muy estables.
- ◆ Minimizar la falta de fusión.
- ◆ Minimizar deformaciones.
- ◆ Minimizar proyecciones
- ◆ Aventajar económicamente a otros procesos como, SMAW o TIG.

II.5.2.3.- Propiedades de las Aleaciones Al-Mg-Si y Al-Zn-Mg, Soldadas Mediante Procesos de Fusión.

Una vez realizado el proceso de soldadura por fusión, se distinguen tres zonas metalúrgicas diferentes en la unión, que tendrán unas u otras dimensiones en función de los aportes térmicos y procesos de solidificación⁽¹⁷⁹⁾⁽¹⁸⁰⁾:

- ◇ Cordon de soldadura o baño fundido que es la zona formada por el metal base y de aportación que han sido fundidos.
- ◇ ZAC : zona adyacente al cordón que se calienta en gran medida y se ve afectada por el calor, pero no funde. Esta zona sufre cambios metalúrgicos y cambios en sus características mecánicas.
- ◇ Metal base que no ha sufrido transformación alguna durante el proceso de soldadura.

Algunos autores⁽¹⁸¹⁾, aumentan el número de estas zonas microestructuralmente diferentes hasta 5 (Figura 35) en función del tipo de ciclo térmico al que ha sido sometida cada zona durante el proceso de soldadura:

1. Zona con estructura de fundición: en esta zona el metal ha fundido y posteriormente ha solidificado. Su estructura será la de productos moldeados. En esta zona se pueden producir segregaciones de intermetálicos de bajo punto de fusión.
2. Zona de fusión parcial: El metal base llega a fundirse parcialmente. Se pueden producir precipitaciones en límite de grano.
3. Zona de solubilización: durante el calentamiento los elementos aleantes son puestos en solución sólida, para luego precipitar durante el enfriamiento. Esta zona presenta una precipitación incontrolada tanto en el límite de grano como en su interior, luego sería una zona que se evitaría, con velocidades de soldeo rápidas.
4. Zona de recocido y maduración: esta zona habrá sido expuesta a temperaturas entre 250 y 400 °C y presentará ablandamiento o endurecimiento en función de la historia térmica y mecánica del material.
5. Zona no afectada por el calor.

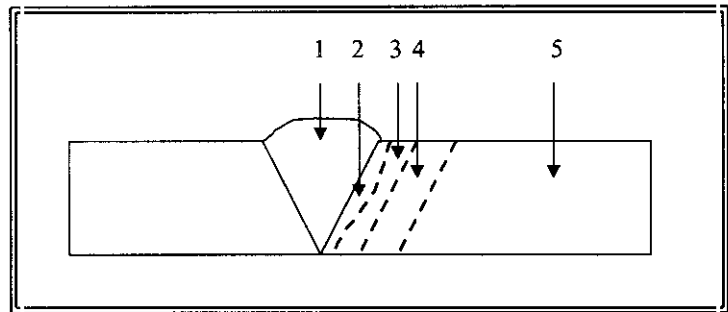


Figura 35.- Esquema de las diferentes zonas que aparecen en las uniones soldadas de las aleaciones de aluminio.

De todo lo expuesto anteriormente se llega a la conclusión, que la variable fundamental a efectos de la calidad de la unión es el aporte térmico aplicado durante el proceso de soldadura y depende de la tensión e intensidad, velocidad y rendimiento térmico de soldeo. El término de rendimiento térmico aparece como consecuencia de que, el calor generado por la fuente de energía no es utilizado en su totalidad para realizar la soldadura, parte se pierde durante el proceso de soldeo en calentar el aire, gases circundantes y productos fundentes. En conclusión cuanto mayor sea el rendimiento mayor será el aporte térmico.

De la combinación de estas variables surge el término E.N.A. (energía neta aportada) y cuya expresión es:

$$ENA = \frac{\rho \cdot I \cdot V}{\dot{v}}$$

donde,

ρ : Rendimiento o eficiencia del proceso que toma valores de 0.4 para soldadura TIG y 0.7 para soldadura MIG.

V: Voltaje de la fuente.

I : Intensidad de la fuente.

\dot{v} : Velocidad de soldeo.

El ENA va a controlar las velocidades de calentamiento y enfriamiento y el tamaño del baño fundido, así como el tamaño de grano en la zona afectada por el calor y en el baño fundido. En general cuanto mayor es el valor de la energía neta aportada, menor será la velocidad de enfriamiento y mayor la extensión del baño fundido y ZAC.

Otras dos variables importantes que surgen como consecuencia del ENA son:

- ◆ Precalentamiento. El precalentamiento solo se realiza en materiales que presentan problemas de soldabilidad y que de no aplicarse podría dar lugar a agrietamiento en las soldaduras⁽¹⁸²⁾. También se realizaría un precalentamiento cuando no se pudiesen conseguir las temperaturas de soldeo adecuadas por la gran conductividad térmica del material. Los objetivos que se buscan con el precalentamiento son, reducir la velocidad de enfriamiento de las piezas y, disminuir pérdidas de calor en materiales muy conductores del calor, como en el caso del aluminio.
- ◆ Tratamiento Térmico postsoldadura. Los objetivos que se pretenden con los tratamientos térmicos postsoldadura son, reducir el nivel de tensiones residuales que se hayan producido durante el proceso de soldeo, y mejorar alguna propiedad o característica del cordón de soldadura o de la ZAC que haya podido quedar afectada durante el ciclo térmico de soldadura⁽¹⁸³⁾. Es en este último punto donde crece la importancia de conocer la respuesta del material al someterlo a un ciclo térmico y su respuesta a un tratamiento de envejecimiento.

Para considerar aceptable un proceso de soldadura, debe reunir y proporcionar características como son: la inexistencia de defectos y propiedades mecánicas aceptables. Sin embargo estos dos factores no aseguran un buen comportamiento en servicio, ya que

aparecen factores como son fractura, comportamiento en el ambiente, fatiga⁽¹⁸⁴⁾, etc., que provocan el fallo de la unión y por lo tanto son factores que deben ser considerados⁽¹⁸⁵⁾.

A la hora de determinar la resistencia de una unión, un concepto importante a tener en cuenta es el de eficiencia de la soldadura⁽¹⁸⁶⁾. Esta es una medida de la capacidad de la unión de soportar o la forma en que responde la unión al ser sometida a un esfuerzo, normalmente a tracción, y se obtiene a partir de la siguiente ecuación:

$$\text{Eficiencia}(\%) = \frac{P}{\sigma \cdot A} * 100$$

donde,

P = Carga máxima soportada por la soldadura.

σ = Resistencia del material sin soldar.

A = Sección transversal del material sin soldar.

Este mismo método se puede usar, por extensión para otras propiedades mecánicas de la soldadura.

La ejecución de una soldadura además provoca, como consecuencia del gradiente térmico originado, un estado tensional durante el proceso de soldeo (tensiones térmicas) y una vez concluido éste y enfriada la pieza (tensiones residuales). Estas tensiones son autoequilibradas y de magnitud suficiente como para poder tener influencia sobre las propiedades mecánicas de la unión⁽¹⁸⁷⁾. La determinación experimental de tensiones residuales se puede realizar mediante diversos procedimientos⁽¹⁸⁸⁾⁽¹⁸⁹⁾⁽¹⁹⁰⁾⁽¹⁹¹⁾.

En soldaduras que se llevan a cabo con material de aporte, la naturaleza de éstos últimos será fundamental a la hora de determinar las propiedades mecánicas de la unión soldada (Figura 36)⁽¹⁹²⁾⁽¹⁹³⁾.

Fundamentalmente, las propiedades van a ser influidas por el tamaño y la distribución de las fases precipitadas durante el proceso de soldadura⁽¹⁹⁴⁾. Cuanto más finos sean los granos y las fases precipitadas, mayores serán los valores de resistencia a tracción⁽¹⁹⁵⁾.

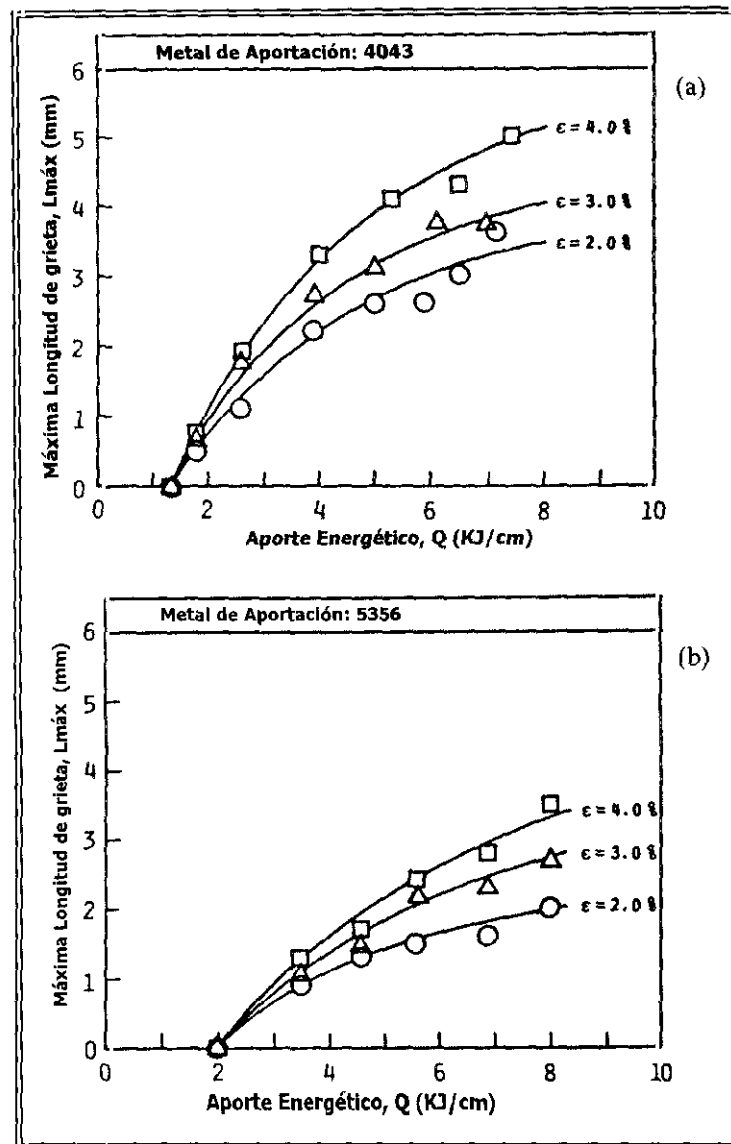


Figura 36.- Relación entre la máxima longitud de grieta y el input térmico, en la soldadura de la aleación AA6061 utilizando como metal de aportación (a) 4043 (b) 5356.

En el caso de aleaciones de Al-Mg-Si la pérdida de resistencia suele localizarse en la ZAC, debido a un engrosamiento de la fase endurecedora β'' y su transformación en la fase β' . Si esta pérdida de propiedades tiene lugar en la interfase de soldadura puede ser debida a una disolución total de los precipitados y migración del magnesio desde el metal base al cordón de soldadura⁽¹⁹⁶⁾.

En las aleaciones de Al-Zn-Mg, es el Zn (Figura 37) junto con el porcentaje de porosidad, el responsable de las variaciones microestructurales que mejorarán o empeorarán las propiedades de resistencia a tracción y a fatiga en estas uniones⁽¹⁹⁷⁾⁽¹⁹⁸⁾.

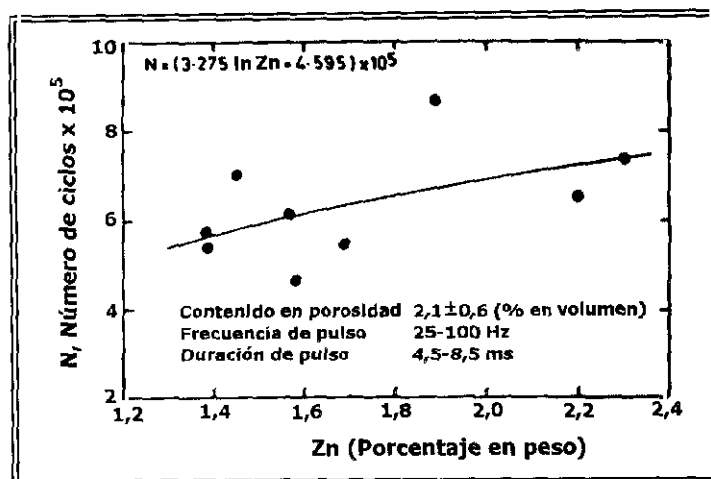


Figura 37.- Influencia de la concentración de cinc en la resistencia a fatiga en una unión soldada sobre una aleación Al-Zn-Mg.

Por otro lado la resistencia a fatiga de una estructura soldada está condicionada en gran parte por la forma geométrica y la calidad de las uniones. La disminución de la velocidad de soldeo tiende a proporcionar un incremento de la resistencia a fatiga⁽¹⁹⁹⁾.

II.5.3.- PROCESOS DE SOLDADURA EN MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ DE ALUMINIO.

Cuando se trabaja con materiales compuestos, las consideraciones generales desde el punto de vista de la soldadura, son las mismas que las de materiales sin refuerzo, pero debido a la presencia del refuerzo aparecen problemas nuevos que complican el proceso de unión. Estos problemas fundamentalmente son⁽²⁰⁰⁾:

- ◆ Diferencia en los puntos de fusión del refuerzo y la matriz. Generalmente el punto de fusión de un refuerzo cerámico es elevado, en el caso de la alúmina es 2050°C y la matriz (aleación de aluminio) funde a unos 600°C.
- ◆ Altas diferencias de los coeficientes de expansión térmica de la matriz y el refuerzo que provoca la aparición de tensiones térmicas durante el proceso de soldadura.

- ◆ Diferentes conductividades térmicas que provocan cambios en el ciclo térmico soportado por el material y las condiciones de solidificación. Se producen cambios en la velocidad de calentamiento y enfriamiento del material compuesto respecto a la aleación sin reforzar⁽²⁰¹⁾.
- ◆ La duración del ciclo térmico de soldadura puede ser lo suficientemente largo como para provocar una reacción química entre el refuerzo y la matriz, y provocar la pérdida de propiedades mecánicas del material⁽²⁰²⁾.
- ◆ La resistencia del material compuesto depende de la distribución homogénea del refuerzo⁽²⁰³⁾, ya sea continuo o discontinuo, el proceso de soldadura puede provocar la pérdida de esta distribución homogénea y crear zonas libres de refuerzo, en las cuales, se produce la pérdida total de las propiedades mecánicas del material compuesto. Esto pone de manifiesto la imposibilidad de soldar materiales compuestos reforzados con fibras mediante técnicas de soldeo por fusión⁽²⁰⁴⁾.

En el caso de materiales compuestos reforzados con partículas aparece el fenómeno de Zonas Libres de Partículas (ZLP)⁽²⁰⁵⁾⁽²⁰⁶⁾. Este fenómeno se va a producir por los efectos de la fracción de volumen, gradiente de temperatura en la interfase y viscosidad del baño⁽²⁰⁷⁾:

- ◆ El aumento de fracción de volumen provoca retención de partículas.
- ◆ Baja velocidades de enfriamiento permite el movimiento de las partículas de refuerzo.
- ◆ Un gradiente de temperatura escalonado también provoca el movimiento de dichas partículas.
- ◆ Un aumento de viscosidad del baño ayuda a la retención de las partículas en la interfase.

II.5.3.1.- Métodos de Unión.

Los materiales compuestos se pueden unir por todos los métodos de soldeo conocidos⁽²⁰⁸⁾ y entre ellos los mas utilizados actualmente son:

- ◆ Soldadura por difusión⁽²⁰⁹⁾.
- ◆ Soldadura por fusión TIG y MIG⁽²¹⁰⁾.
- ◆ Soldadura por resistencia.
- ◆ Soldadura fuerte⁽²¹¹⁾⁽²¹²⁾.
- ◆ Soldadura por fricción⁽²¹³⁾.
- ◆ Soldadura por plasma⁽²¹⁴⁾.
- ◆ Soldadura por láser⁽²¹⁵⁾⁽²¹⁶⁾.
- ◆ Soldadura por haz de electrones⁽²¹⁷⁾.

Los mejores resultados en la soldadura de materiales reforzados con fibras han sido obtenidos en brazing, soldadura por resistencia y por fricción⁽²¹⁸⁾. La eficiencia de la soldadura con estos procesos decrece a medida que la resistencia del material aumenta⁽²¹⁹⁾. Para procesos de soldadura brazing y por resistencia la eficiencia esta alrededor del 60% para materiales compuestos de media resistencia (600 MPa) y sobre el 30% para materiales compuestos de alta resistencia (1400 MPa). La eficiencia en soldadura por fricción se encuentra entre el 20 y 40 % y en soldadura por fusión o unión adhesiva es aparentemente baja⁽²²⁰⁾. Muchos de éstos procedimientos, requieren de tratamientos anteriores a la soldadura para obtener óptimos resultados⁽²²¹⁾ lo que encarecerá el proceso.

II.5.3.2.- Soldadura por Fusión de Materiales Compuestos de Matriz de Aluminio Reforzados con Al_2O_3 .

En el caso de materiales compuestos reforzados con partículas pueden ser utilizados los procesos de unión por fusión e incluso utilizar métodos de unión en estado sólido, como son la soldadura por fricción o la soldadura por difusión. Dentro de los métodos de soldadura por fusión para soldar materiales compuestos reforzados con partículas, el arco eléctrico es el mas utilizado, ya que este método y todas sus variantes requieren un bajo

coste y proporcionan una gran flexibilidad a parte de facilidad de automatización del proceso.

Para materiales compuestos de matriz de Al-Mg-Si reforzados con partículas de alúmina se han obtenido muy buenos resultados mediante soldadura por fusión⁽²²²⁾. No tan buenos son los obtenidos en la soldadura de materiales compuestos de matrices de la serie 2XXX.

En el caso concreto de la soldadura TIG del material compuesto W6A10 (AA6061 reforzado con 10 % de Al_2O_3) en condición térmica de envejecimiento T6, la resistencia de la unión soldada es de 310 MPa, que en comparación de los 395 MPa del material compuesto sin soldar, representa una eficacia de soldadura del 87%⁽²²³⁾.

Para la soldadura MIG de un material compuesto, como puede ser el W6A20 (AA6061 con 20 % de Al_2O_3), se recomienda el uso del aporte ER5356, ya que para soldar se necesitan aportes con un contenido en Mg que exceda del 3.5%, logrando de esta forma evitar que las partículas se peguen unas a otras durante el proceso de soldeo⁽²²⁴⁾.

La aplicación de un tratamiento térmico postsoldadura va a permitir una recuperación de las propiedades mecánicas perdidas durante el ciclo térmico de soldadura (Figura 38).

Sin embargo, en aleaciones de Al-Mg-Si pero reforzadas con partículas de carburo de silicio, es necesario controlar el aporte térmico, porque un aporte térmico excesivo puede dar lugar a la reacción de descomposición del carburo de silicio y formación del carburo de aluminio.

Para materiales compuestos reforzados con partículas pero con matriz de Al-Zn-Mg, soldados mediante TIG, se observa que la disminución esperada de las propiedades en la zona afectada por el calor no va a ser muy notoria. Además, en este tipo de aleaciones no se van a requerir tratamientos térmicos postsoldadura, con el objeto de recuperar las propiedades perdidas durante el proceso de soldadura, ya que a temperatura ambiente estas aleaciones envejecen, transcurrida una semana después de realizar la soldadura, llegando a presentar valores de resistencia similares a los obtenidos mediante un tratamiento térmico de envejecimiento T6⁽²²⁵⁾.

Las reacciones que se produzcan entre el refuerzo y la matriz, influirán en las propiedades mecánicas y el comportamiento a fractura del material compuesto. Esta reacción de interfase, generalmente, se produce durante el proceso de fabricación, pero al someter al material compuesto a un ciclo térmico tan severo, como el que provoca un proceso de soldeo por fusión, hace que aumente la posibilidad de reacción del refuerzo con la matriz, degradando las propiedades del material y de la soldadura en sí⁽²²⁶⁾.

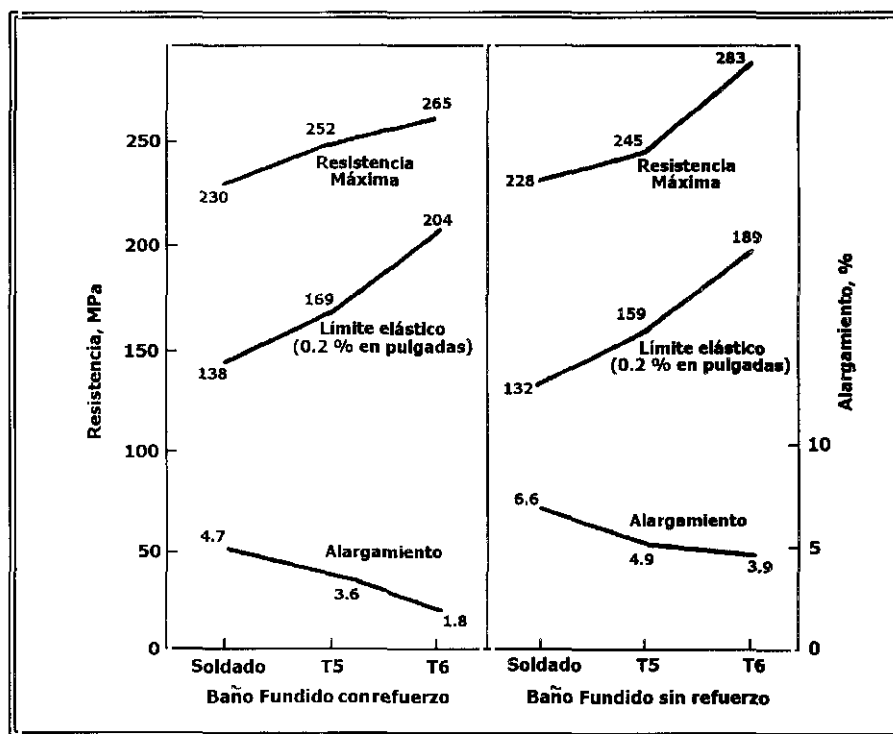


Figura 38.- Efecto del tratamiento térmico postsoldadura en las propiedades mecánicas del material compuesto W6A20 (AA6061 reforzado con un 20 % de Al_2O_3) soldado mediante el proceso MIG.

Tanto en aleaciones de Al-Mg-Si como Al-Zn-Mg reforzadas con partículas de Al_2O_3 , el principal problema de la soldadura por fusión es la reacción del refuerzo con la aleación de aluminio, ya que contienen magnesio y se puede producir la reacción de interfase dando lugar a la espinela, como se comentó en el capítulo de cinética de precipitación en materiales compuestos. Esta reacción no es deseable ya que:

- ◆ Dificulta el control de la composición.
- ◆ Retira Mg de la matriz y disminuye la capacidad de envejecimiento de ésta en tratamientos térmicos de postsoldadura.
- ◆ Aumenta la viscosidad del baño fundido.
- ◆ Puede llegar a reducir la resistencia interfacial matriz/partícula.

III.- PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

*"Elegancia es la ciencia de no hacer nada igual
que los demás, pareciendo que se hace todo
de la misma manera que ellos".*

Honoré de Balzac.

III. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

III.1.- MATERIALES.

Los materiales utilizados en esta Tesis han sido materiales compuestos con matrices de aluminio de la serie 6xxx (Al-Mg-Si) y 7xxx (Al-Zn-Mg), reforzados con distintos porcentajes de Al_2O_3 . A lo largo del trabajo se hará referencia a ellos según la nomenclatura recogida en la Tabla XI.

Tabla XI.- Nomenclatura de los materiales objeto de estudio.

Nomenclatura	Denominación	Matriz	Refuerzo	Tamaño del Refuerzo
AA6061	AA6061	Al-Mg-Si	Sin refuerzo	Sin refuerzo
W6A10	AA6061/ Al_2O_3 /10p	Al-Mg-Si	10% Partículas de Al_2O_3	10 μm
W6A20	AA6061/ Al_2O_3 /20p	Al-Mg-Si	10% Partículas de Al_2O_3	21 μm
AA7020	AA7020	Al-Zn-Mg	Sin refuerzo	Sin refuerzo
W7A10	AA7005/ Al_2O_3 /10p	Al-Zn-Mg	10% Partículas de Al_2O_3	10 μm

Las composiciones nominales, tanto de las matrices como de los refuerzos fueron suministradas por el fabricante (Duralcan USA) y se recogen en la tabla XII. Con el fin de comprobar estas composiciones, se realizaron análisis químicos mediante plasma. Los materiales compuestos fueron fabricados mediante colada y se recibieron en forma de chapones extruidos de espesores de 6 mm, en condición térmica “as extruded” \approx T4. Las matrices fueron recibidas en forma de chapones de 6 mm de espesor en el caso de la aleación AA6061 y de 5 mm para la AA7020, ambas en estado de envejecimiento T6. Por otro lado, el refuerzo está constituido por alúmina calcinada en forma de partículas, su composición se recoge en la tabla XIII.

Tabla XII.- Composición química de los materiales estudiados, en porcentaje en peso, suministradas por Duralcan USA .

Materiales	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
AA6061	0.48	0.70	0.2	0.15	1.2	0.11	0.25	0.15	bal
AA7020	0.35	0.40	0.20	0.4	1.1	0.2	4.5	0.15	bal
W6A10	0.53	0.08	0.27	0.005	0.89	0.11	0.01	0.01	bal
W6A20	0.55	0.06	0.27	0.004	1.19	0.12	0.01	0.01	bal
W7A10	0.035	0.10	0.002	0.40	1.07	0.14	4.43	0.05	bal

Tabla XIII.- Composición del Refuerzo.

PARTICULAS	Al ₂ O ₃	Na ₂ O	SiO ₂	Fe ₂ O ₃
Alúmina	99.0 mín.	0.40 máx.	0.04 máx.	0.04 máx.

III.2.- METALURGIA FÍSICA.

Tanto los materiales compuestos como las matrices estudiadas, se caracterizan por ser materiales tratables térmicamente. Se realizaron distintos tratamientos térmicos con el fin de evaluar la influencia de la temperatura en las propiedades de estos materiales. Además la presencia del refuerzo en el material compuesto puede introducir modificaciones en la respuesta del material al tratamiento térmico, por lo que se realizó un estudio de la cinética de precipitación con el objeto de evaluar estas posibles modificaciones.

III.2.1.- TRATAMIENTOS TÉRMICOS.

Los tratamientos térmicos se llevaron a cabo en hornos eléctricos Carbolite sobre los materiales de recepción. Estos tratamientos se recogen en la tabla XIV.

Tabla XIV.- Tratamientos Térmicos aplicados.

MATERIAL	TRATAMIENTO TÉRMICO	TEMPERATURA / TIEMPO
AA6061	Solubilizado	560°C (3 horas) + Temple en H ₂ O (0°C)
	T6	Solubilizado + 175°C (8 horas)
W6A10	T4	Solubilizado + Envejecimiento Natural (25°C)
W6A20	Recocido	560°C (3 horas) + Enfriado en horno
AA7020	Sobreenvejecido	Solubilizado + 175°C (24 horas)
	T6	482°C (2 horas) + Temple en H ₂ O (0°C) + 100°C (8 horas) + Temple en H ₂ O (0°C) + 150°C (10 horas)
W7A10	Recocido	482°C (2 horas) + Enfriado en horno

Nota: Con el objeto de recuperar las propiedades mecánicas perdidas durante los ciclos térmicos de soldadura, se aplicó el tratamiento de envejecimiento T6 sobre todos los cordones de soldadura.

III.2.2.- CINÉTICA DE PRECIPITACIÓN.

Con el objeto de comprobar la influencia del refuerzo en la cinética de endurecimiento por precipitación de los materiales compuestos, se realizó mediante perfiles de dureza sobre probetas cuyas dimensiones fueron de 20 x 20 mm, un estudio comparativo entre éstos y las matrices sin reforzar.

III.2.2.1.- Serie 6XXX.

Las probetas fueron sometidas a la temperatura de solubilización de 560 °C durante 3 horas, seguido de un temple en agua a 0 °C. Posteriormente se inició el proceso de envejecimiento controlado, consistente en una maduración isotérmica a 175 °C, durante tiempos que oscilaron entre 0 y 10 horas. Cada hora de este tratamiento se extrajo del horno una probeta de cada material y seguidamente se templaron en agua/hielo a 0 °C. En todas las condiciones se realizaron medidas de macrodureza⁽²²⁷⁾.

Estas medidas se realizaron en un durómetro Akasi modelo AVK-AII, con un indentador Vickers, aplicándose una carga de 5 kilogramos y con un tiempo de indentación de 15 segundos.

Se representaron los datos de dureza frente a tiempo de maduración obteniéndose las curvas de envejecimiento isotérmico (Ver Capítulo IV).

III.2.2.2.- Serie 7XXX.

Las probetas fueron sometidas a la temperatura de solubilización de 482 °C durante 2 horas, seguido de un temple en agua a 0 °C. Posteriormente se inició el proceso de envejecimiento controlado, consistente en una maduración isotérmica en dos etapas. La primera de ellas se realizó a 100 °C, durante 8 horas y la segunda a 150 °C durante tiempos que oscilaron entre 0 y 10 horas. Cada hora de este tratamiento se extrajo del horno una probeta de cada material y seguidamente se templaron en agua/hielo a 0 °C. En todas las condiciones se realizaron medidas de macrodureza con la misma sistemática de medida que en la serie 6xxx. De igual manera se obtuvieron las curvas de envejecimiento isotérmico (Ver Capítulo IV).

III.2.3.- CALORIMETRÍA DIFERENCIAL DE BARRIDO.

La calorimetría diferencial de barrido (DSC) es una técnica empleada para el estudio de transformaciones de fase en materiales. Es una técnica térmica en la que se miden las diferencias de cantidad de calor entre el material estudiado y un patrón en función de la temperatura. Por lo tanto ésta permite definir las transformaciones que se producen durante el tratamiento térmico así como, determinar las temperaturas a las cuales ocurren dichas transformaciones, pudiéndose obtener valores termodinámicos del proceso.

Se realizó este estudio con el fin de complementar los resultados obtenidos con las curvas de envejecimiento isotérmico. Se ensayaron todos los materiales de partida, tanto las matrices como los materiales compuestos, partiendo de condiciones térmicas de solubilización y temple.

El estudio fue realizado en un equipo DSC Mettler A4000 y los datos fueron recogidos mediante un sistema informático y posteriormente tratados en hojas de cálculo. En los ensayos se partió de temperatura ambiente y se llegó hasta 500 °C, con una velocidad de calentamiento de 10 °C/min.

III.2.4.- DIFRACCIÓN DE RAYOS X.

Esta técnica fue utilizada con el objeto de identificar la estructura del refuerzo, así como la verificación de intermetálicos en la intercara refuerzo/matriz. Dado el pequeño tamaño de estos productos de reacción, resulta difícil determinar el ángulo de difracción óptimo para la identificación de estas fases. Para ello se realizó un ataque de disolución electroquímica donde se disolvió de forma selectiva la matriz y se obtuvieron los productos de reacción que quedaron junto con el refuerzo. Las condiciones de ataque consistieron en la aplicación de un voltaje de 11 V y una intensidad de 6 A en una disolución de 33 % en volumen de HNO₃ en metanol, manteniendo la temperatura entre 20-30 °C. El residuo obtenido se lavó en baño de ultrasonidos y se secó con alcohol y aire caliente, asegurándose que no quedaban restos de humedad.

El equipo de difracción de rayos X que se utilizó, fue un Philips modelo X'Pert PD P3040 con una fuente de $K\alpha_1$ Cu α , a 40 Kv y 50 mA, y que trabaja con un monocromador de cobre monocristalino y $\lambda = 1,5405 \text{ \AA}$.

III.3.- SOLDADURA.

III.3.1.- PROCESOS DE SOLDEO PRELIMINARES.

Se realizaron dos tipos de procesos de soldeo por fusión: soldadura TIG y soldadura MIG. Con el fin de obtener con la mínima cantidad de energía uniones satisfactorias que presentaran penetración total, sin descuelgues, se variaron las condiciones de soldadura y con ello los aportes térmicos. Todas las soldaduras fueron realizadas en posición horizontal

y con la pistola de soldadura formando un ángulo de 30°. Estos ensayos se realizaron tanto sobre el material sin refuerzo como sobre el material compuesto.

Antes de realizar el proceso de soldeo y con el fin de eliminar de la superficie de las chapas cualquier tipo de impureza, se procedió a la limpieza y desengrase de las mismas con acetona, seguido de un fresado químico por inmersión durante 15 minutos en un decapante industrial denominado Turco Smut Go-N° 4 (100 ml de H₂O destilada, 7 ml de H₂SO₄ y 4 gramos de Turco 4) y cepillado posterior.

La soldadura TIG se realizó con un equipo ARISTOTIG 250 AC/DC, del grupo ESAB (Figura 39), utilizándose corriente alterna, con una frecuencia de 150 Hz y un balance de penetración del 70 %. Como gas protector se utilizó argón, con un caudal de 10-12 l/min.

Con el fin de estudiar los efectos del arco tanto en los materiales base como en los compuestos, se realizaron ensayos de descarga TIG determinando las condiciones óptimas de soldeo. Para ello se variaron los parámetros de intensidad, voltaje y velocidad de soldeo.

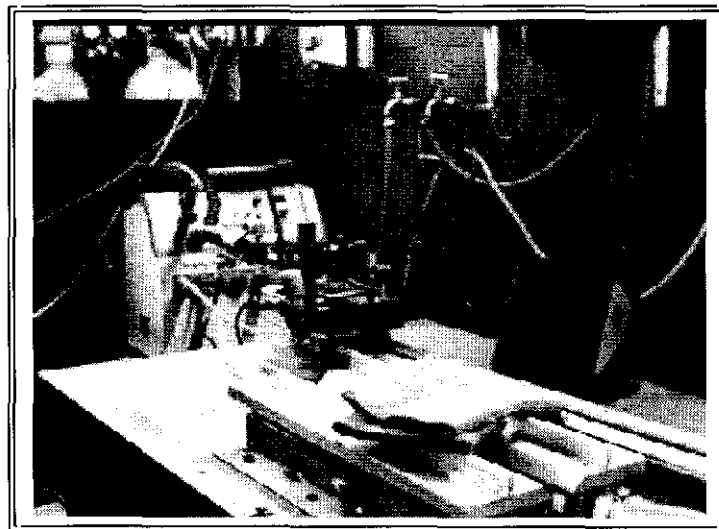


Figura 39.- Equipo de soldadura TIG (ARISTOTIG 250 AC/DC).

Tras las soldaduras de descarga TIG y una vez determinadas las condiciones energéticas óptimas de soldeo, se procedió a realizar ensayos previos de soldadura TIG y MIG de las matrices sin reforzar. En la soldadura TIG el equipo utilizado fue el mismo que en las soldaduras de descarga. Las soldaduras se realizaron con una junta tipo "T" (Figura 40), sin separación entre hierros, realizando por lo tanto soldadura a tope, con una frecuencia de

150 Hz, un balance de penetración del 80 % y con un caudal de gas argón de 10-12 l/min. En todos los casos se realizaron doble pasada manual sin aporte.

En las soldaduras MIG se utilizó el proceso de soldeo por arco pulsado y se trabajó con juntas tipo "V" (Figura 40), cuyos chaflanes oscilaban entre 40 y 80°. El número de pasadas con aporte fue como máximo 2.

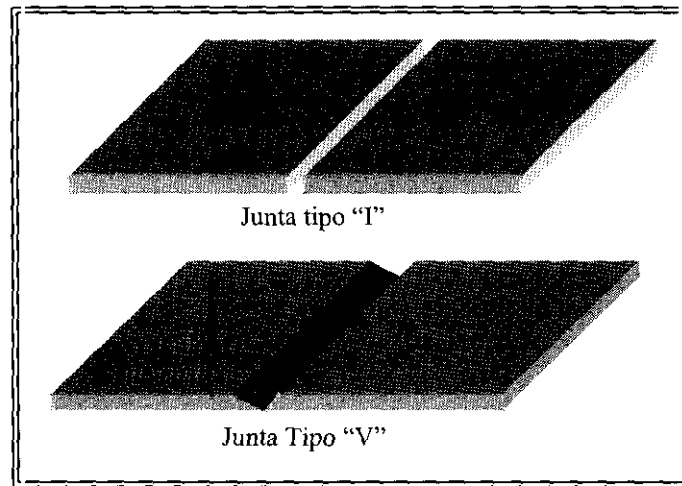


Figura 40.- Tipos de juntas empleados en las soldaduras previas.

El aporte utilizado fue hilo AWS A-5.10 clase ER 5363 y las velocidades de aporte estuvieron comprendidas entre 8,5 y 10,5 cm/min. El equipo utilizado en las soldaduras fue un Aristo500 también del grupo ESAB (Figura 41).

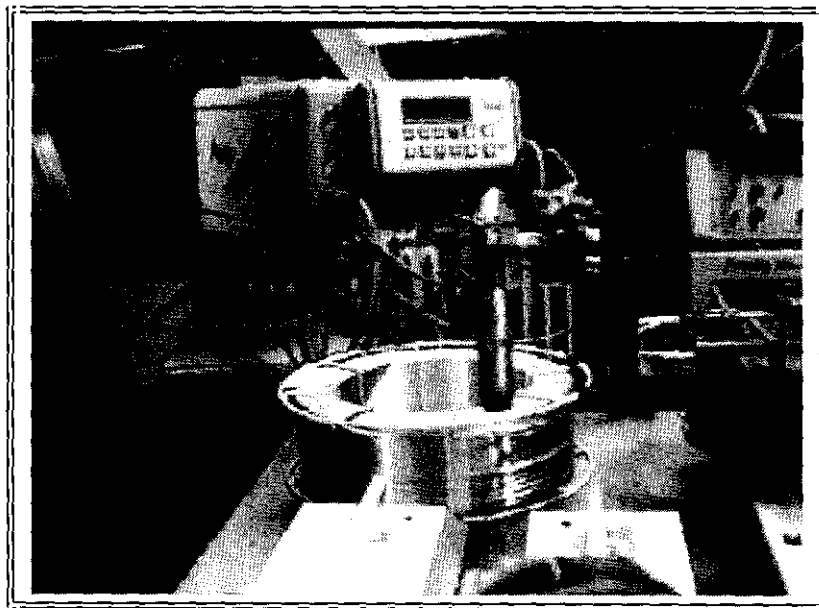


Figura 41.- Equipo de soldadura MIG (ARISTOTIG 500).

III.3.2.- PROCESOS DE SOLDEO REALES.

Una vez determinados los parámetros dimensionales en las distintas zonas de los cordones de soldadura preliminares (baño fundido, zona afectada por el calor y material base), la respuesta de los diferentes materiales a los ciclos térmicos y, teniendo en cuenta que se iban a realizar soldaduras tanto similares como disimilares, se optó como proceso óptimo de soldadura por fusión para este tipo de materiales, la soldadura MIG por arco pulsado en la realización de las soldaduras reales.

En estas uniones soldadas se varió el tipo de aporte, manteniendo fijo el caudal de gas argón en 20 l/min y la preparación de bordes, con juntas en "V" y cuyos chaflanes eran de 70°. Los aportes utilizados fueron el AWS A5.10 clase **ER 5363** tipo AlMg5, y el AWS A5.10 clase **ER4043** tipo AlSi5 ambos con 1,2 mm de diámetro y cuyas composiciones y propiedades mecánicas se recogen en las Tablas XV y XVI, respectivamente.

Tabla XV.- Composición de los hilos de aporte.

Aporte	Tipo	COMPOSICIÓN (% en peso)								
		Si	Mg	Fe	Mn	Zn	Cr	Cu	Ti	Al
AWS A5.10 ER 4043	AlSi5	4.5-5.5	0.05	0.4	0.05	0.15	0.05	0.05	0.15	Bal.
AWS A5.10 ER 5356	AlMg5	0.25	4.5-5.5	0.4	0.1-0.2	0.1	0.05-0.2	0.05	0.06-0.15	Bal.

Tabla XVI.- Propiedades mecánicas de los hilos de aporte depositados.

Aporte	Tipo	Propiedades Mecánicas	
		σ_{max} (Mpa)	Dureza (HV)
AWS A5.10 ER 4043	AlSi5	165	56-64
AWS A5.10 ER 5356	AlMg5	265	72-82

Para todas las condiciones de soldeo se calculó la energía bruta aportada (E.B.A.) durante el ciclo de soldadura, según:

$$E.B.A. \left(\frac{J}{mm} \right) = \frac{V(V) \cdot I(A)}{\vec{V} \cdot \text{Soldeo} \left(\frac{cm}{min} \right)} * 6$$

También fueron calculadas las energías netas aportadas (E.N.A.), según:

$$E.N.A. = E.B.A. * \rho,$$

donde, ρ es la eficiencia del proceso de soldadura y toma valores de 0.4 para procesos de soldadura TIG y 0.7 para MIG.

III.3.3.- CUPÓN DE SOLDADURA.

Las uniones soldadas estarán representadas por uno o varios cupones normalizados⁽²²⁸⁾. Estos cupones serán de un tamaño suficiente para garantizar una distribución térmica razonable y para poder obtener un número mínimo de probetas de ensayo (Figura 42).

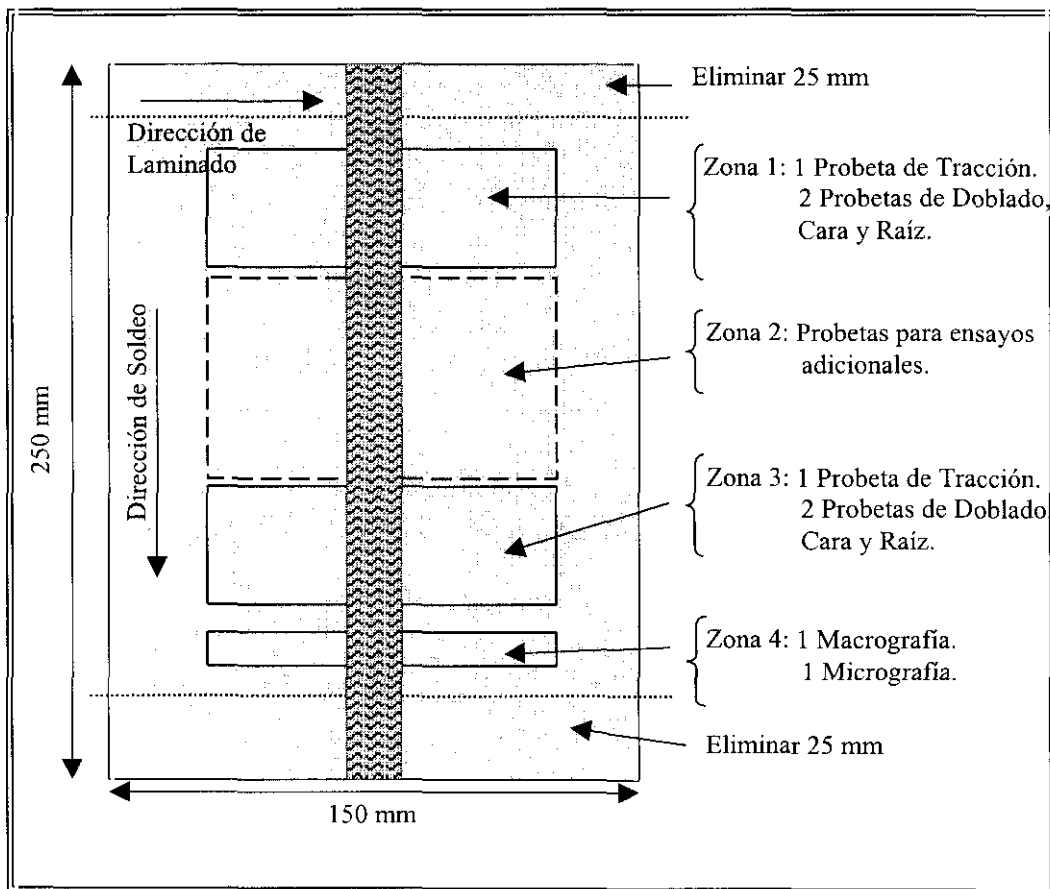


Figura 42.- Localización de las probetas de ensayo en un cupón de soldadura a tope.

La zona 2 del cupón destinada a ensayos adicionales fue utilizada para mecanizar probetas de tracción y someterlas a un tratamiento T6 de postsoldadura.

III.3.4.- CONTROL DE CALIDAD EN LAS UNIONES SOLDADAS.

Todas las uniones soldadas obtenidas fueron sometidas a inspección visual y al ensayo de doblado, para aceptar como buena la unión. Todos los cordones dados como válidos fueron caracterizados tanto microestructural como mecánicamente. Los cordones de soldadura que no pasaron satisfactoriamente este ensayo fueron desestimados a la hora de considerar los parámetros de soldadura óptimos.

De los cordones de soldadura se cortaron probetas con secciones perpendiculares al cordón de soldadura dimensionadas según se muestra en la figura 43 (eliminando sobremontas).

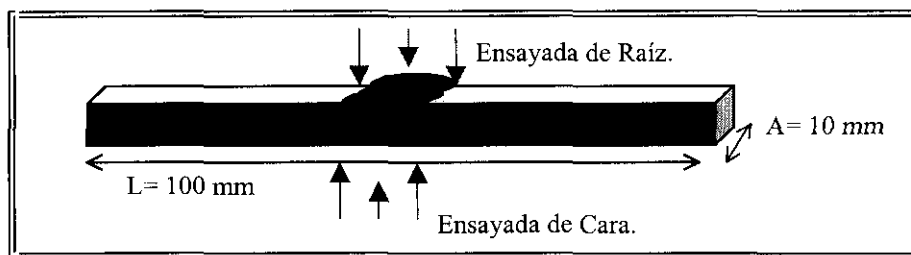


Figura 43.- Probeta de Doblado en probetas soldadas.

El espesor de estas probetas viene dado por el de las chapas de recepción y será de 5 mm para los cordones realizados sobre la aleación AA7020 y de 6 mm para el resto de los cordones. En el caso de soldaduras disimilares en las que se ha soldado la aleación AA7020 con chapas de mayor espesor, se rebajó el espesor del cupón de soldadura hasta 5 mm para realizar el ensayo de doblado.

Para la realización de los ensayos de doblado se acoplaron a la máquina de tracción unos rodillos con la disposición mostrada en la figura 44. La velocidad de solícitación fue de 0.5 mm/s. Se realizaron dos ensayos de cara y dos de raíz para cada condición de soldadura, y se sometieron a esfuerzos de plegado hasta alcanzar los 120° de curvatura. La cara del cordón ensayada siempre es la que está mas alejada del mandril que está aplicando la fuerza.

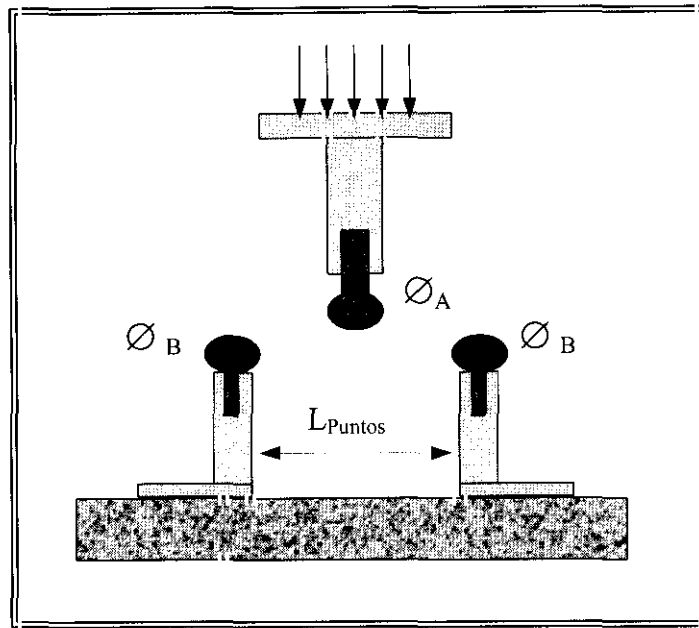


Figura 44.- Sistema utilizado en los ensayos de doblado.

El diámetro de los rodillos B (\varnothing_B) fue de 15 mm y el del mandril A (\varnothing_A) dependió del espesor de las chapas donde se realizó la soldadura (Tabla XVII), según⁽²²⁸⁾:

$$\varnothing_A = 7 \times e_{\text{Muestra}}$$

$$L_{\text{Puntos}} = (2 \times e_{\text{Muestra}}) + \varnothing_A$$

donde e_{Muestra} es el espesor de cada cordón.

Tabla XVII.- Dimensiones en la disposición de los útiles en el ensayo de doblado.

CORDONES DE SOLDADURA		\varnothing_A (mm)	L d. Puntos (mm)
Soldadura de Similares y Disimilares	Con AA7020	35	45
	Resto de Cordones	42	54

III.4.- CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL.

Se han caracterizado microestructuralmente mediante diferentes técnicas, tanto los materiales de partida (aleaciones sin refuerzo y materiales compuestos), así como los tratados térmicamente, los sometidos a ciclos de soldadura, y los materiales ensayados mecánicamente y frente a la corrosión.

III.4.1.- MICROSCOPIA ÓPTICA.

Para la realización de este estudio microestructural se utilizó un banco metalográfico NEOPHOT 21-Carl Zeiss, usando objetivos de 12.5, 25 y 50 aumentos y un ocular con 4 posibilidades de ampliación, pudiéndose obtener hasta 1000 aumentos. Las micrografías se tomaron con una cámara Ricoch de disparo automático.

La preparación metalográfica de las probetas para la posterior observación en el microscopio óptico, se realizó según los siguientes pasos:

A. Preparación

Inicialmente se cortaron las probetas a partir de la plancha original en sus tres ejes ortogonales (T_c , T_l y L) estudiando los diferentes planos. Para las probetas procedentes de los ensayos mecánicos, de soldeo y corrosión se procedió de idéntica manera. Para facilitar el manejo de las probetas se embutieron en resina epoxi, a excepción de las probetas de fractura.

B. Desbaste

El desbaste de las probetas una vez embutidas, se realizó por frotamiento sobre papeles abrasivos, progresivamente desde una granulometría de 240 hasta 1200, llegándose a obtener una rugosidad aproximada de $1 \mu\text{m}$.

C. Pulido

Se realizó con pasta de diamante de 6, 3, $1 \mu\text{m}$ sucesivamente, en paño de nylon, sobre un disco giratorio y utilizando como lubricante una solución de etilenglicol. Después se realizó un pulido final con magnesia en medio amoniacal (Masterpolish).

D. Limpieza

Las superficies pulidas se introducen en un baño de ultrasonidos con agua durante 5 minutos, para eliminar los posibles restos del lubricante. Posteriormente se lavaron con agua destilada y se secaron con alcohol y aire caliente.

E. Ataque

El ataque se realiza por inmersión de la probeta en el reactivo adecuado. Los reactivos utilizados fueron los siguientes:

E.1.- Reactivo de ataque sosa: Las probetas se sumergen en una disolución recién preparada de hidróxido sódico al 20% a temperatura ambiente y con agitación manual. La metalografía revelada con este reactivo de ataque fue la de las probetas de soldadura de la serie 6xxx. El tiempo de ataque varía entre 30 segundos para el material sin refuerzo y de 2 minutos para el material compuesto.

E.2.- Reactivo de ataque Kellers modificado: Consiste en una disolución formada por:

5 cc de HF
7,5 cc de HCl
12.5 cc de HNO₃
425 cc de Metanol

La metalografía revelada con este reactivo de ataque fue la de las probetas tratadas térmicamente tanto de la serie 6xxx como de la 7xxx, así como, las probetas de soldadura de la serie 7xxx. El tiempo de ataque varía entre 15 segundos para el material sin refuerzo y de 2 minutos para el material compuesto.

E.3.- Para poder observar zonas bien diferenciadas en las macrografías de los cordones de soldadura se utilizó el siguiente reactivo:

10 ml HF
5 ml de HCl
5 ml H₂SO₄
5 ml de HNO₃
75 ml H₂O

III.4.2.- MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO.

La microscopía electrónica de barrido fue utilizada con el fin de estudiar microestructuralmente de los materiales de partida (con y sin refuerzo), los tratados térmicamente y los procedentes de los ensayos mecánicos, de soldeo y corrosión.

La preparación superficial llevada a cabo sobre las probetas estudiadas es idéntica a la utilizada en microscopía óptica, y únicamente es necesario recubrir la superficie, una vez atacada químicamente, con oro vía sputtering o utilizar una pintura conductora de grafito para aumentar la conductividad de la superficie de la muestra. Se utilizó un microscopio electrónico de barrido JEOL JSM-35C con una resolución de 60 Å, que tiene acoplado un microanalizador EDS (espectrómetro de dispersión de energía) Kevex 7077 que permite obtener la identificación de elementos que componen las distintas fases.

III.4.3.- MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE TRANSMISIÓN.

Se han caracterizado mediante esta técnica, tanto las aleaciones sin refuerzo y materiales compuestos de partida, así como los tratados térmicamente. El microscopio electrónico de transmisión utilizado ha sido un Jeol 2000 EX (200 KV). Se obtuvieron: a) imágenes en las que se podían observar las morfologías de las fases, y b) análisis EDS con los que se identificaron los elementos componentes de la fase y difracciones de electrones mediante los cuales se pudo identificar las estructuras cristalinas de todas las fases observadas.

Las muestras tuvieron que ser preparadas, y para ello se cortaron probetas de 20x10 mm y se desbastaron hasta rugosidades de 1 µm y espesores de menos de 100 µm. De estas probetas se obtuvieron discos de 3 mm de diámetro con la ayuda de un equipo de corte ultrasónico Gatan modelo 601, que contiene una herramienta piezoeléctrica de TiO₃Pb con una frecuencia de vibración de 26 KHz y suspensión de SiC.

En el caso de los materiales compuestos fueron posteriormente sometidos a un adelgazamiento de la zona central hasta espesores de 15-20 µm, utilizando para ello una pulidora cóncava Dimple Grinder Gatan modelo 656, con pasta de diamante de 3 a 1 µm.

Los espesores finales para conseguir una observación óptima, se lograron utilizando un equipo de bombardeo iónico Ion Milling, Gatan modelo 600, trabajando a 5 Kv, 1 mA a 10 °C y con un ángulo de ataque de 15°. El reactivo de ataque utilizado fue HNO₃ al 20%.

III.4.4.- ANÁLISIS DE IMAGEN.

Se realizaron estudios de análisis de imagen sobre los materiales, con el fin de determinar los parámetros estereológicos de las partículas reforzantes. Los parámetros determinados fueron: tamaño, factor de forma, % de área y perímetro. Para ello se utilizó el banco metalográfico NEOPHOT 21-Carl Zeis, mencionado anteriormente, al que se le acopló una cámara de vídeo. La captura de las imágenes se llevó a cabo mediante la utilización del programa Movie View y para la obtención de los parámetros estereológicos, el programa Global Lab. De igual manera se realizó este estudio en las uniones soldadas de material compuesto con el fin de determinar la influencia del proceso de soldeo en la distribución de las partículas.

III.4.5.- ANÁLISIS MEDIANTE MICROSONDA ELECTRÓNICA.

Con el objeto de verificar la aparición de fases intermetálicas y la posible pérdida de elementos aleantes, provocadas por el efecto de la temperatura durante los tratamientos térmicos y los ciclos de soldadura, se realizaron análisis mediante microsonda electrónica (EPMA). El equipo utilizado fue una microsonda electrónica JXA-8900 serie M, capaz de recoger las composiciones de hasta ocho elementos diferentes por medida.

Para ello se embutieron probetas de dimensiones 10x10 mm, tanto de los materiales sin reforzar como de los materiales compuestos, sometidos a tratamiento térmico y a ciclos térmicos de soldadura. Las superficies se prepararon hasta pulido con Masterpolish, pero no fueron atacadas con reactivos químicos con el fin de no disolver en el proceso ninguna fase y poder identificar todos los posibles precipitados.

La obtención de los valores se realizó cada 10 μm , tanto en barridos longitudinales como transversales a lo largo de todas las probetas. En los análisis de interfase refuerzo/matriz en los materiales compuestos, los valores se obtuvieron cada 1 μm .

III.5.- CARACTERIZACIÓN MECÁNICA.

Se realizaron estudios de caracterización mecánica tanto de los materiales de partida (AA6061, AA7020, W6A10, W6A20 y W7A10) con las distintas condiciones térmicas aplicadas, como los sometidos a ciclos de soldadura, y posteriormente tratados térmicamente. Estos ensayos de caracterización mecánica consistieron en la realización de macrodureza, ensayos de tracción, de flexión y de resiliencia (Charpy).

III.5.1.- MACRODUREZAS.

Las macrodurezas se realizaron en un durómetro Akasi modelo AVK-AII, con un indentador Vickers, aplicándose una carga de 5 kilogramos y con un tiempo de indentación de 15 segundos. Los perfiles de macrodureza se confeccionaron a partir de valores tomados cada 1,5 mm, ya que la distancia entre huellas debe de ser al menos 2,5 veces la diagonal de la huella, que en este tipo de aleaciones y con esta carga aplicada es de 600 μm aproximadamente.

En el caso de las probetas con tratamiento térmico se tomaron las medidas de forma normalizada, como se describe en el apartado de cinética de precipitación⁽²²⁷⁾. Para las uniones soldadas se realizaron perfiles de dureza a lo largo del cordón, tanto en la sección longitudinal donde se descargó el cordón (cada 1,5 mm), como en la dirección transversal a la soldadura según se muestra en la figura 45⁽²²⁹⁾. En las secciones transversales también se midieron macrodurezas individuales a 0,5 mm de la línea de fusión entre el baño fundido y la zona afectada por el calor (ZAC).

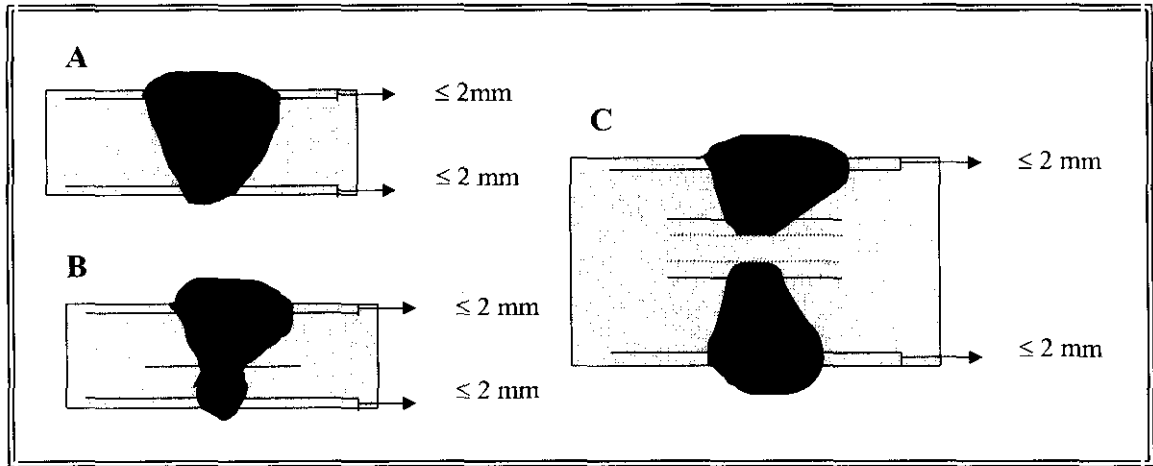


Figura 45.- Esquema de medición para obtener perfiles de macrodureza en uniones soldadas

A: con soldadura a tope en 1 pasada; B: con soldadura a tope doble pasada;

C: con doble pasada y penetración parcial.

III.5.2.- ENSAYOS DE TRACCIÓN.

Estos ensayos fueron realizados en una maquina universal Servosis de 10 KN, modelo MIC-1000 con un sistema computerizado de captura de datos que permite la obtención de las curvas σ - ϵ . La velocidad de sollicitación fue de 0.08 mm/s. Las probetas de tracción sometidas a tratamientos térmicos fueron dimensionadas bajo norma⁽²³⁰⁾ al igual que las probetas de las uniones soldadas⁽²³¹⁾ como se muestra en las figuras 46 y 47, respectivamente.

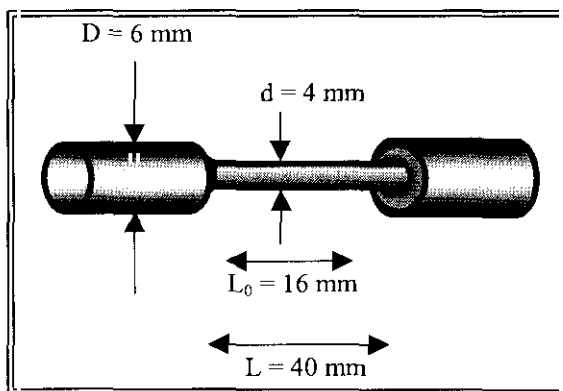


Figura 46.- Probeta de tracción general.

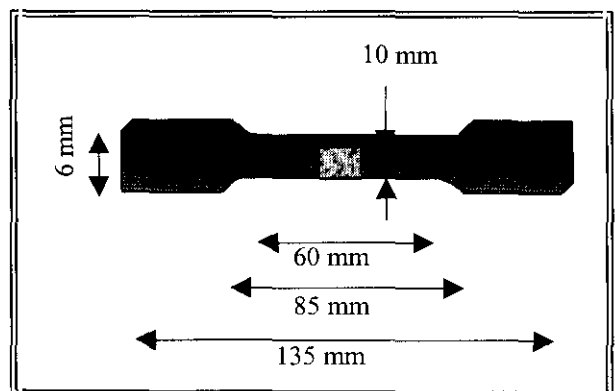


Figura 47.- Probeta de tracción para uniones soldadas.

III.5.3.- ENSAYOS DE FLEXIÓN.

Para la realización de los ensayos de flexión se acoplaron a la maquina de tracción unos rodillos con la disposición mostrada en la figura 48. La velocidad de sollicitación fue también de 0.08 mm/s, y el dimensionado de las probetas es el mostrado en la figura 49.

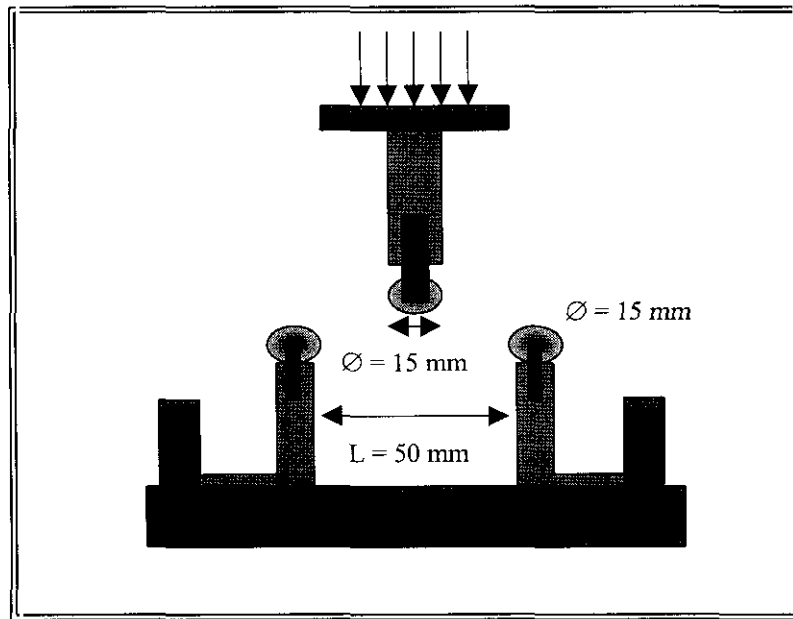


Figura 48.- Sistema utilizado en los ensayos de flexión.

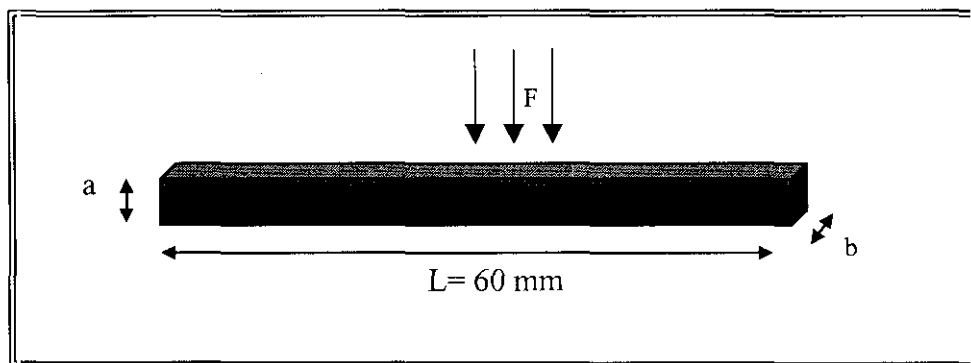


Figura 49.- Probeta de Flexión.

En las probetas de flexión los parámetros de diseño a y b son iguales, siendo 5 mm para el caso del material AA7020 y 6 mm para el resto de los materiales. La resistencia máxima a flexión fue calculada en todos los casos como:

$$\sigma_{max} = \frac{3 F \cdot L}{2 b \cdot a^2}$$

donde :

F es la fuerza aplicada,

a y b los parámetros de diseño de las probetas, y

L la distancia entre apoyos.

III.5.4.- ENSAYO DE IMPACTO CHARPY.

Este ensayo se llevó a cabo sobre el material W6A10 y W6A20 en las distintas condiciones de tratamiento térmico y con las dimensiones normalizadas mostradas en la figura 50⁽²³²⁾. Los mayores o menores valores de energía de fractura, muestran la influencia de los ciclos térmicos y las fases intermetálicas formadas durante ellos, en las propiedades mecánicas de los materiales compuestos.

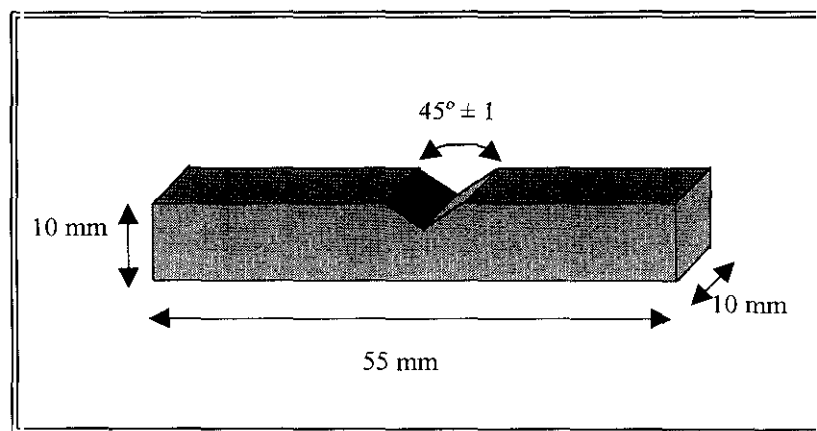


Figura 50.- Probeta Charpy.

Así mismo, se estudiaron la superficie de fractura de estas probetas una vez ensayadas, presentándose los diferentes mecanismos de rotura en función de las condiciones térmicas de los materiales.

III.6. RESISTENCIA FRENTE A LA CORROSIÓN.

Se estudio el comportamiento frente a la corrosión en un medio aireado acuoso al 3.5 % en cloruro sódico (pH 6.5), a temperatura ambiente y sin agitación, tanto en los materiales de partida (matrices y materiales compuestos), así como en los tratados térmicamente y soldados. El equipo utilizado fue un potencióstato EG&G PARC modelo 362.

Se utilizó para todos los ensayos, un electrodo de referencia de Ag/AgCl y un electrodo de platino como contraelectrodo. La disposición de la célula de corrosión fue la que se muestra en la figura 51.

Las probetas se cortaron de manera que la superficie a ensayar fuera de 1 cm², excepto en el caso de los materiales compuestos, que el área ensayado fue el expuesto menos el ocupado por el refuerzo. A todas estas probetas se les soldó por descarga de condensadores, un hilo de cobre antes de proceder a su embutición. El acabado superficial de las probetas fue de 1µm (Ra).

Para asegurarse de la fiabilidad de los resultados se hicieron los ensayos por triplicado en todos los casos sobre probetas diferentes⁽²³³⁾. Los ensayos llevados a cabo en todos los materiales fueron:

1. Determinación de los potenciales en circuito abierto⁽²³⁴⁾.

Para la toma de datos se utilizó un programa informático de captura de datos, que permite la obtención de las curvas potencial/tiempo, conectado al potencióstato.

2. Ensayos potenciodinámicos⁽²³⁵⁾⁽²³⁶⁾⁽²³⁷⁾⁽²³⁸⁾.

Se determinaron en todos los casos los potenciales de picadura, que corresponden al potencial al cual se produce un aumento de la densidad de corriente. Se recogieron los datos mediante el mismo programa, y se obtuvieron las curvas potencial/densidad de corriente, pudiéndose además, calcular las resistencias de polarización⁽²³⁹⁾ e intensidades de corrosión. La velocidad de barrido fue de 1 mV/s.

3. Estudio de picadura.

Se sometió a las probetas a un potencial de 50mv por encima del potencial de picadura obtenido, durante 15min, con el fin de determinar la densidad del de picaduras por unidad de superficie⁽²⁴⁰⁾ así como la morfología y la zona de localización de las mismas.

4. Con todo ello se ha podido elaborar un mecanismo teórico de corrosión en medios cloruros para materiales compuestos de matriz de aluminio, reforzados con partículas de alúmina.

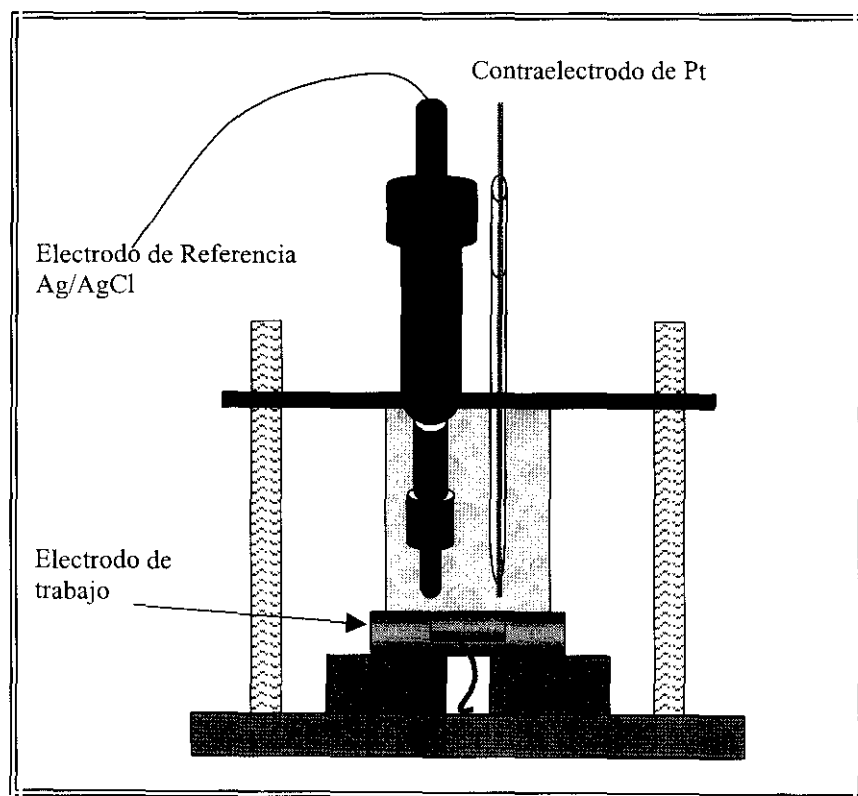


Figura 51.- Celda utilizada en los ensayos de corrosión.

IV.- RESULTADOS Y DISCUSIÓN

*“Aunque la verdad de los hechos resplandezca,
siempre se batirán los hombres en la trincheira sutil
de las interpretaciones”.*

Gregorio Marañón.

IV. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

IV.1.- MATERIALES EN ESTADO DE RECEPCIÓN.

IV.1.1.- ANÁLISIS DE COMPOSICIÓN.

En las Tablas XVIII y XIX se recogen los valores de composición, tanto de las aleaciones matriz como de los materiales compuestos, obtenidas en referencias y catálogos comerciales y por análisis de plasma, respectivamente.

Tabla XVIII.- Composiciones químicas, en porcentaje en peso, recogidos en referencias y catálogos comerciales.

Materiales	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
AA6061	0.40-0.8	0.70	0.15-0.4	0.15	0.8-1.2	0.04-0.35	0.25	0.15	bal
AA7020	0.35	0.40	0.20	0.05-0.5	1.0-1.4	0.1-0.35	4-5	0.15	bal
W6A10	0.4-0.8	0.7	0.15-0.4	0.15	0.8-1.2	0.04-0.35	0.25	0.15	bal
W6A20	0.4-0.8	0.7	0.15-0.4	0.15	0.8-1.2	0.04-0.35	0.25	0.15	bal
W7A10	0.20	0.25	0.06-0.1	0.25-0.6	0.9-1.2	0.10-0.18	4.1-4.8	0.01-0.06	bal

Tabla XIX.- Composiciones de los materiales estudiados, en porcentaje en peso, obtenidos por análisis plasma.

Materiales	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
AA6061	---	0.36	0.28	0.075	1.15	0.21	0.057	---	bal
AA7020	---	0.31	0.16	0.23	1.28	0.22	4.5	---	bal
W6A10	---	0.01	0.24	0.003	0.8	0.11	0.05	---	bal
W6A20	---	0.29	0.20	0.003	0.88	0.12	0.019	---	bal
W7A10	---	0.60	0.073	0.39	0.98	0.15	3.8	---	bal

La Tabla XIX muestra un dato significativo, el porcentaje en magnesio en los materiales compuestos suministrados, en ambas series, es significativamente más bajo que en las aleaciones sin reforzar. Si tenemos en cuenta que el porcentaje en magnesio es directamente responsable de las propiedades mecánicas de estas aleaciones, podemos predecir que la máxima capacidad de endurecimiento de los materiales compuestos será algo menor que la de la aleación sin reforzar. No se debe olvidar que las fases endurecedoras son el intermetálico Mg_2Si para las aleaciones de la serie 6000 y el $MgZn_2$ para la serie 7000. Además hay que tener en cuenta la posible pérdida de magnesio en los materiales compuestos por la formación de la espinela $MgAl_2O_4$, que puede retirar de la matriz un cierto porcentaje de este elemento, disminuyendo aún más la capacidad de endurecimiento de la matriz.

IV.1.2.- CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL.

IV.1.2.1.- Microscopía Óptica

IV.1.2.1.1.- SERIE 6XXX.

La microestructura del material sin refuerzo, AA6061 en estado de recepción (T6), recogida en una imagen 3D de los cortes longitudinal y transversal corto y largo (Figura 52), muestra el bandeado típico de una aleación obtenida por laminación.

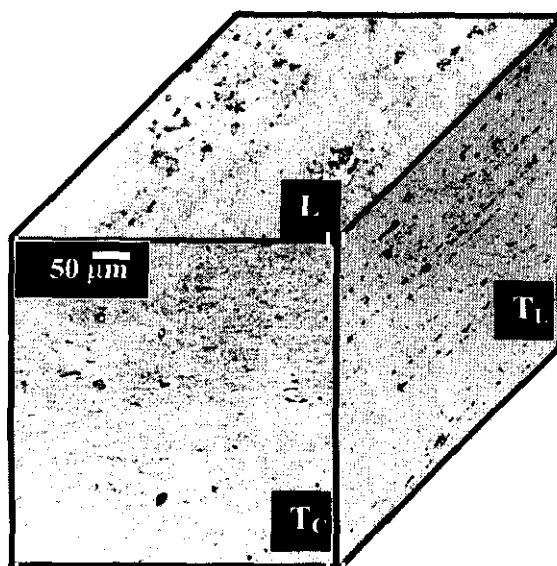


Figura 52.- Microestructura de la aleación AA6061 en estado de recepción (T6), en los cortes L, T_c y T_l . Reactivo de ataque: Kellers.

De igual forma que el material sin reforzar, los materiales compuestos W6A10 (Figura 53) y W6A20 (Figura 54) en estado de recepción (T4), muestran en imágenes 3D la microestructura de un material extruido, al que se le han añadido partículas reforzantes. Estas partículas se alinean a lo largo de la dirección de extrusión, y pierden su distribución, bien en forma de zonas libres de partículas (Figura 55) bien como acumulación de

éstas, denominadas clusters (Figura 56). También se observa que el tamaño de grano del material compuesto aumenta con el porcentaje de refuerzo.

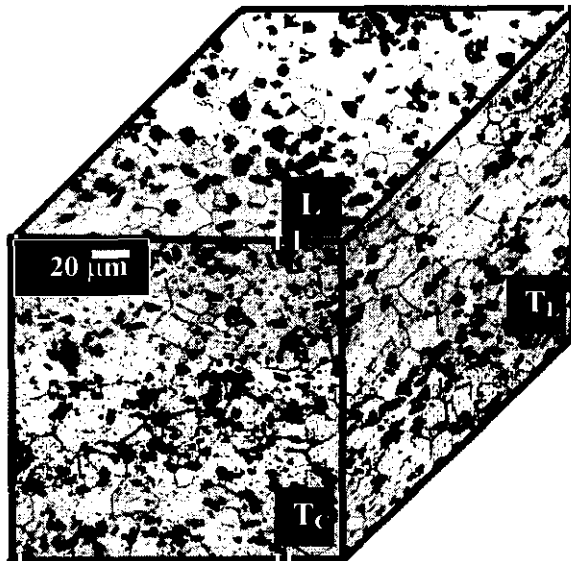


Figura 53.- Microestructura del material compuesto W6A10 en estado de recepción (T4), en los cortes L, T_C y T_L. Reactivo de ataque: Kellers.

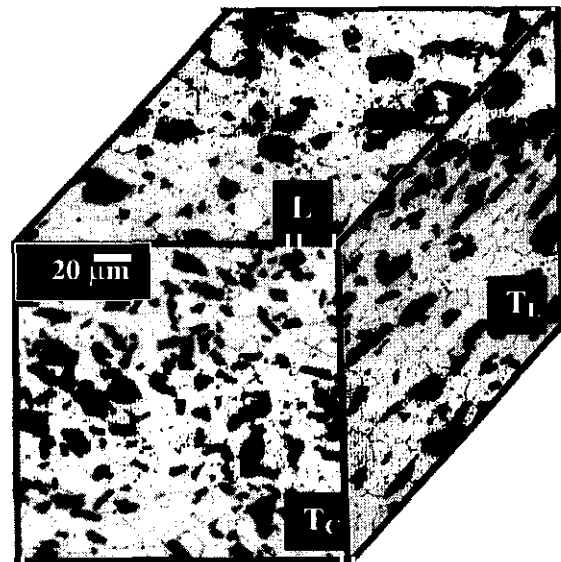


Figura 54.- Microestructura del material compuesto W6A20 en estado de recepción (T4), en los cortes L, T_C y T_L. Reactivo de ataque: Kellers.

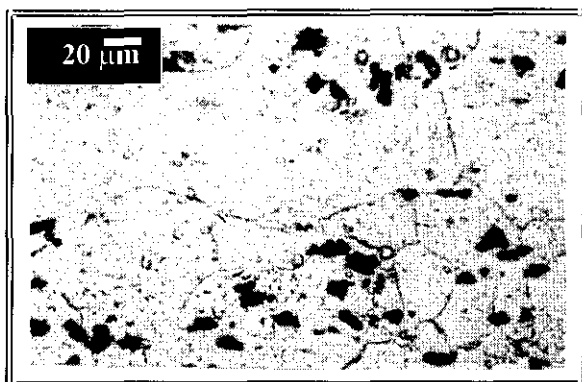


Figura 55.- Microestructura del material compuesto W6A10 en estado de recepción (T4), donde existen zonas libres de partículas. Reactivo de ataque: Kellers.

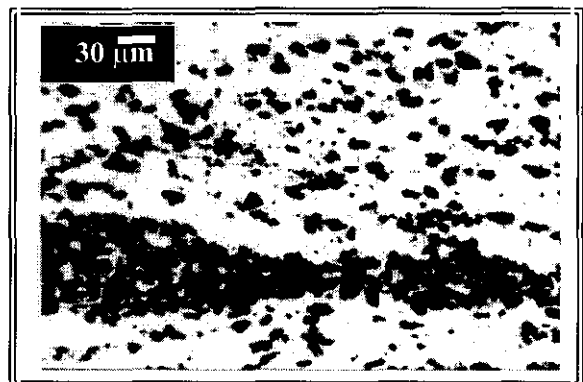


Figura 56.- Microestructura del material compuesto W6A10 en estado de recepción (T4), donde existen zonas de acumulación de partículas. Reactivo de ataque: Kellers.

IV.1.2.1.2.- SERIE 7XXX.

La microestructura del material sin refuerzo, AA7020 en estado de recepción (T6), recogida en una imagen 3D de los cortes longitudinal y transversal corto y largo (Figura 57), muestra el bandeo típico de una aleación obtenida por laminación. El tamaño de grano de esta aleación es mucho menor que el de la serie 6XXX.

Para el material compuesto W7A10 en estado de recepción (T6) (Figura 58), al igual que en la serie anterior, se observan tanto la alineación de las partículas de refuerzo en la dirección de extrusión, como las zonas libres de partículas (Figura 59) o las de acumulación de ellas (Figura 60).

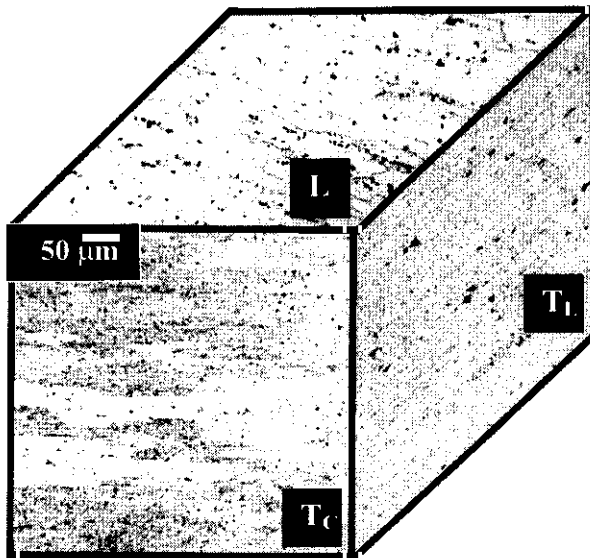


Figura 57.- Microestructura de la aleación AA7020 en estado de recepción (T6), en los cortes L, T_C y T_L. Reactivo de ataque: Kellers.

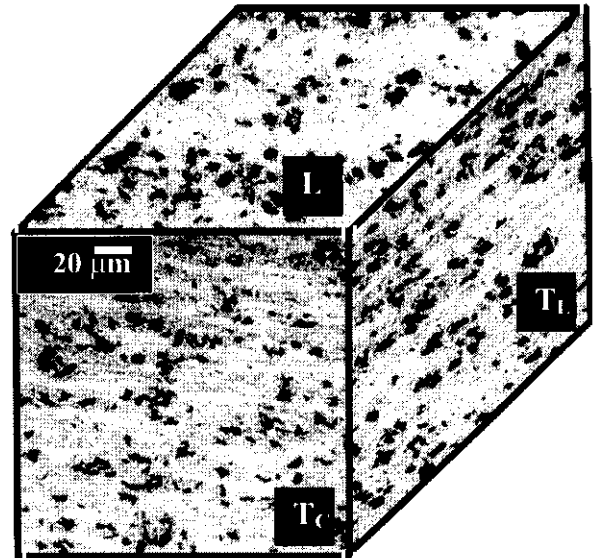


Figura 58.- Microestructura del material compuesto W7A10 en estado de recepción (T6), en los cortes L, T_C y T_L. Reactivo de ataque: Kellers.

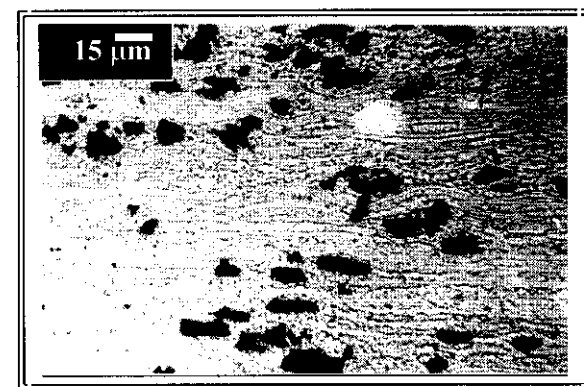


Figura 59.- Microestructura del material compuesto W7A10 en estado de recepción (T6), donde existen zonas libres de partículas. Reactivo de ataque: Kellers.

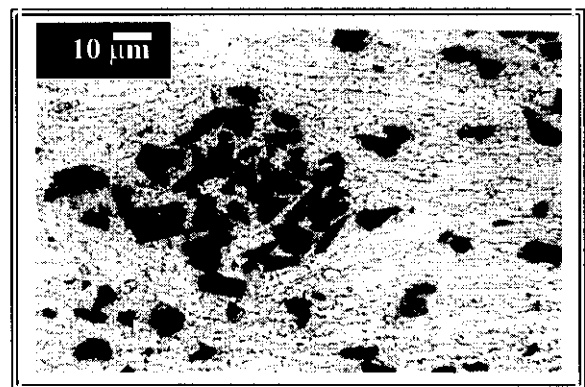


Figura 60.- Microestructura del material compuesto W7A10 en estado de recepción (T6), donde existen zonas de acumulación de partículas. Reactivo de ataque: Kellers.

IV.1.2.2.- Parámetros Estereológicos en los Materiales Compuestos.

Se ha utilizado la técnica de análisis de imagen y metalografía cuantitativa, con el fin de determinar todos los parámetros estereológicos de las partículas que constituyen el refuerzo en estos materiales compuestos, en estado de recepción. Estos parámetros

determinados tanto en la dirección longitudinal, como en las transversales larga y corta son: tamaño, forma, porcentaje de área ocupada y perímetro (Tabla XX).

Tabla XX.- Parámetros estereológicos promedio de las partículas de refuerzo en los materiales compuestos.

Materiales	Tamaño (μm)	Perímetro (μm)	F. de Forma	Area L (%)	Area T _L (%)	Area T _C (%)
W6A10	17.3 \pm 3	52.6 \pm 3	0.61 \pm 0.05	12.25 \pm 4	13.19 \pm 4	13.5 \pm 4
W6A20	27.3 \pm 3	86.5 \pm 3	0.56 \pm 0.05	24.9 \pm 4	21.3 \pm 4	23 \pm 4
W7A10	18.1 \pm 3	57.6 \pm 3	0.57 \pm 0.05	12.71 \pm 4	12.81 \pm 4	12.5 \pm 4

De estos datos se destacan los siguientes aspectos:

- 1- El porcentaje de refuerzo proporcionado en los datos de composición del fabricante coincide con el encontrado en los materiales, mediante análisis de imagen.
- 2- Las partículas no presentan una forma geométrica determinada, aunque suelen presentar una dirección mas larga que otra.
- 3- Comparando el tamaño de las partículas de Al_2O_3 en la serie 6XXX, se observa que en el material reforzado con el 20 % de Al_2O_3 es mayor (Figura 61), que el de las partículas del material reforzado con el 10 % (Figura 62), aunque se mantiene el factor de forma en todos los materiales. Luego un aumento en la fracción volumétrica del refuerzo en estos materiales compuestos no se ha conseguido con un aumento en el número de partículas, sino con el aumento en su tamaño. Esto va a influir en el tamaño de grano de la matriz de aluminio de los materiales compuestos de la serie 6XXX, siendo éste mayor en la aleación reforzada con el 20 % de Al_2O_3 .

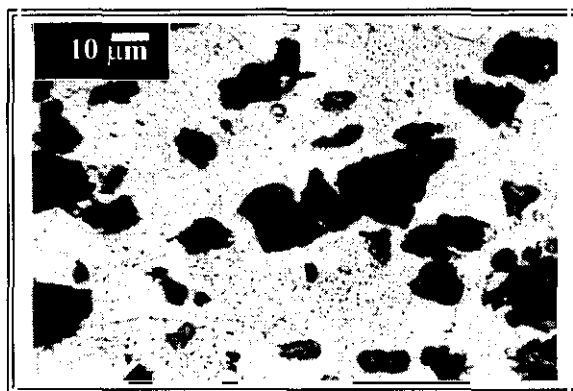


Figura 61.- Microestructura del material compuesto W6A20 en estado de recepción (T6).
Reactivo de ataque: Kellers.

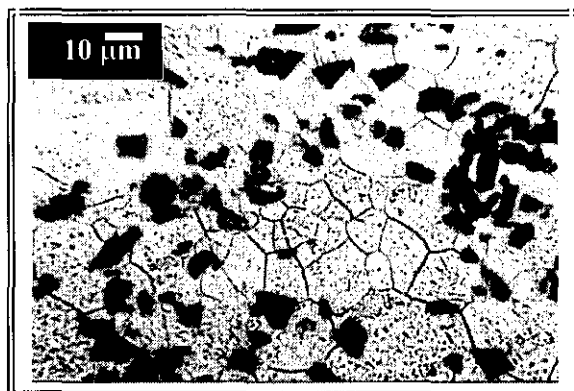


Figura 62.- Microestructura del material compuesto W6A10 en estado de recepción (T6).
Reactivo de ataque: Kellers.

IV.1.2.3.- Caracterización Estructural, Cristalográfica y Morfológica de Fases Precipitadas.

Mediante microscopía electrónica, tanto de barrido (SEM) como de transmisión (TEM) y difracción de rayos X, se realizó una caracterización de las fases presentes en los materiales en estado de recepción. De esta forma, se podría establecer la influencia en las propiedades, de las posibles reacciones químicas entre los elementos que constituyen estos materiales, que hayan podido tener lugar durante los procesos de fabricación de los mismos.

IV.1.2.3.1.- AA6061 SIN REFORZAR.

La matriz de la aleación AA6061 pudo ser identificada mediante microscopía electrónica de transmisión (Figura 63) en un eje de zona $\langle 011 \rangle$ (Figura 64). Ésta cristaliza en el sistema cúbico del aluminio ($a = 4.049 \text{ \AA}$). Usualmente esta estructura sirve de seno de precipitación, tanto para fases cristalinas como amorfas.

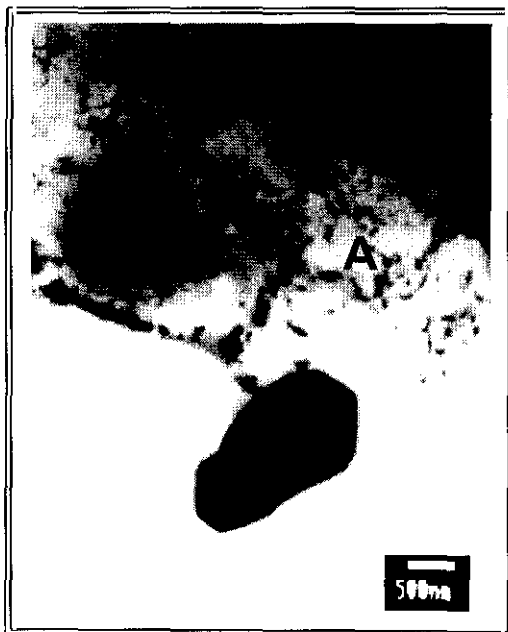


Figura 63.- Imagen TEM de la aleación AA6061 en estado de recepción (T6).

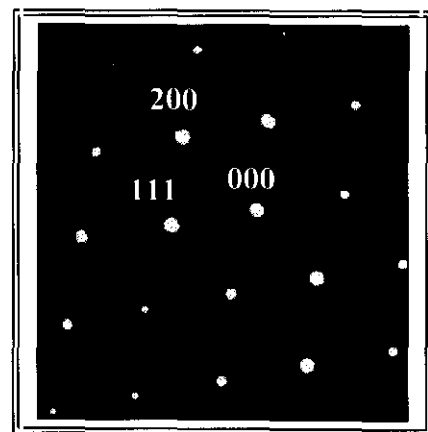


Figura 64.- Difracción de electrones sobre la zona marcada como A en la figura 63. Eje de zona $\langle 011 \rangle$.

Algunas de las fases cristalinas identificadas, tanto por SEM como por TEM, son compuestos de hierro, cromo, manganeso y silicio (Figuras 65 y 66). El tamaño de estos compuestos oscila entre 5 y 10 μm . Junto a estos, se observan otros precipitados de menor

tamaño, de aproximadamente 200 nm e identificados como $Al_{13}Cr_2$ en el eje de zona $\langle 110 \rangle$, con estructura monoclinica y con parámetros de red: $a=25.1957 \text{ \AA}$, $b=7.5744 \text{ \AA}$, $c=10.9490 \text{ \AA}$ y $\beta=128.711^\circ$ (Figuras 67 y 68).



Figura 65.- Imagen SEM de la aleación AA6061 en estado de recepción (T6), donde se detectan precipitados de Al, Fe, Mn, Cr.

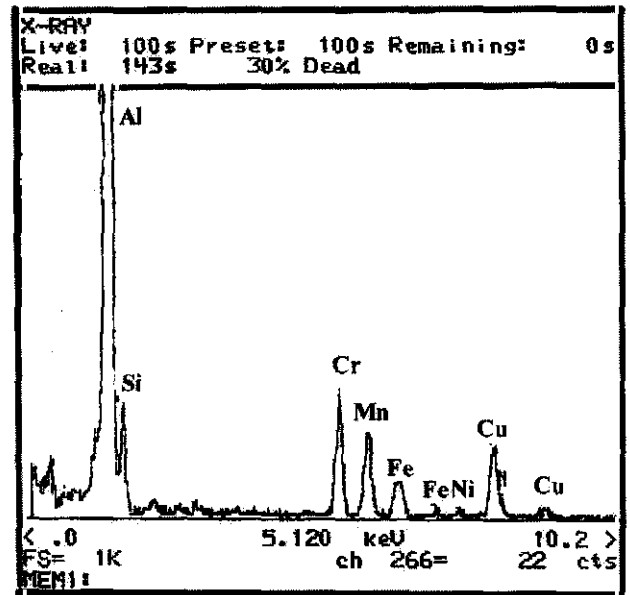


Figura 66.- Análisis EDX de los precipitados marcados como A en la figura 65.

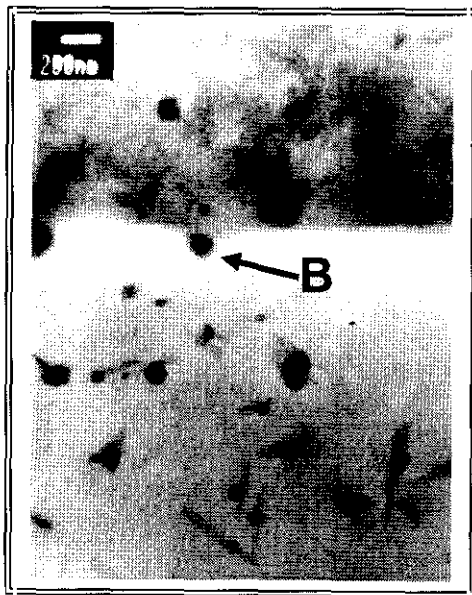


Figura 67.- Imagen TEM de la aleación AA6061 en estado de recepción (T6), donde se observan precipitados de pequeño tamaño de $Al_{13}Cr_2$.

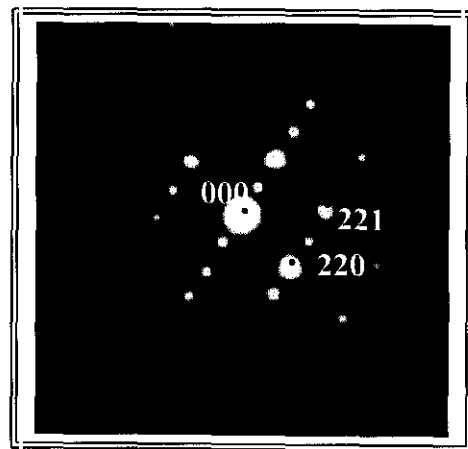


Figura 68.- Difracción de electrones sobre el precipitado marcado como B en la figura 67. Eje de zona $\langle 110 \rangle$.

En estas zonas donde aparecen concentraciones elevadas de elementos como hierro, cromo y manganeso, y los precipitados de pequeño tamaño de $Al_{13}Cr_2$, también pueden ser observados precipitados de tamaño entre 3 y 4 μm con elementos como hierro, aluminio y

silicio en su composición (Figura 69). La morfología que presentan es en forma de bastones (Figura 70) y cuya difracción de electrones (ED) en el eje de zona $\langle 101 \rangle$ (Figura 71) lleva a la identificación de la fase $\gamma\text{-Al}_3\text{FeSi}$, con estructura monoclinica y parámetros de red: $a=18.3033 \text{ \AA}$, $b=10.015 \text{ \AA}$, $c=9.2345 \text{ \AA}$ y $\beta=133.631^\circ$. La figura 72 muestra otro de estos precipitados con una difracción en el eje de zona $\langle 100 \rangle$ (Figura 73).

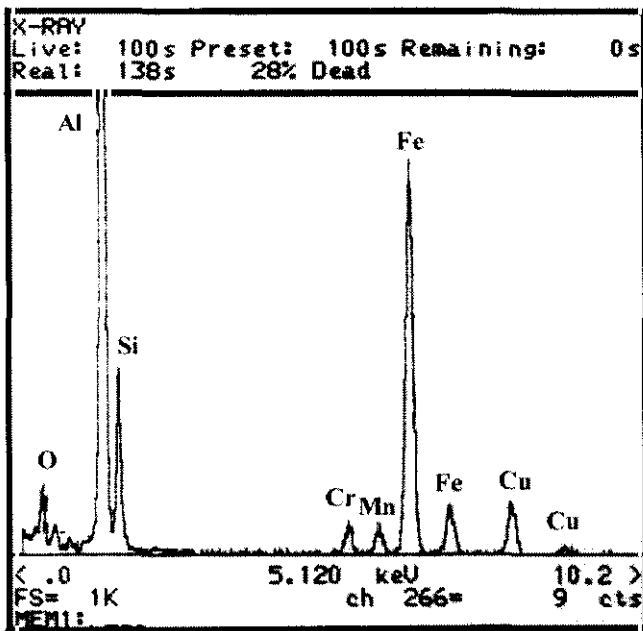


Figura 69.- Análisis EDX de los precipitados en forma de bastón de las figuras 70 y 72.



Figura 70.- Imagen TEM de la aleación AA6061 en estado de recepción (T6), donde se observan precipitados de Al_3FeSi .

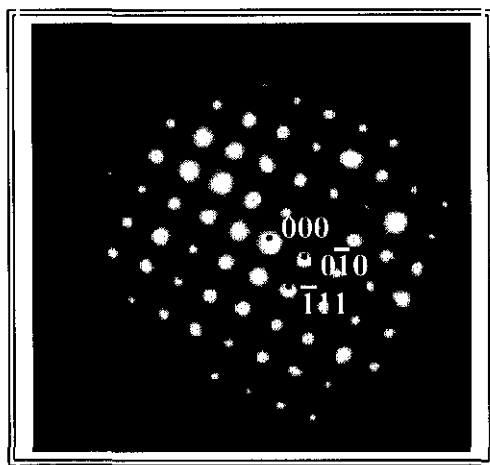


Figura 71.- Difracción de electrones sobre los precipitados de Al_3FeSi en la figura 70. Eje de zona $\langle 101 \rangle$.

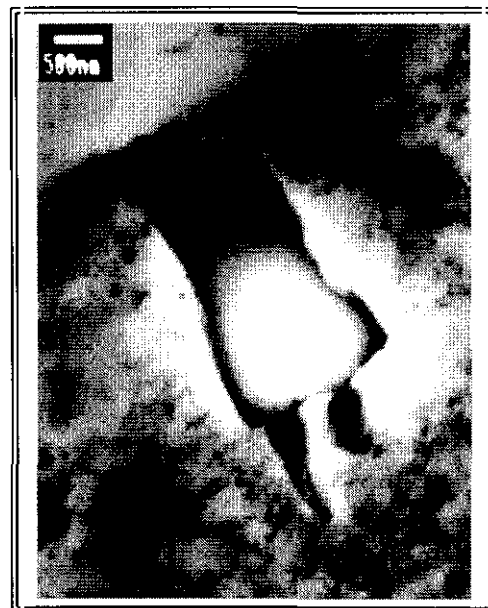


Figura 72.- Imagen TEM de la aleación AA6061 en estado de recepción (T6), donde se observan otra morfología de los precipitados de Al_3FeSi .

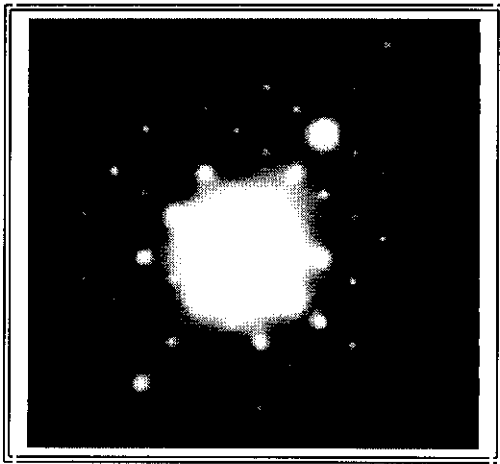


Figura 73.- Difracción de electrones sobre el precipitado de Al_3FeSi de la figura 72. Eje de zona $\langle 100 \rangle$.

Además de los precipitados de Al_3FeSi , en estas zonas se encuentran presentes compuestos de mayor tamaño que los anteriores, entre 10 y 15 μm (Figura 74), cuyo componente principal revelado en el análisis EDX, es el silicio asociado a gran cantidad de oxígeno (Figura 75). Estas fases con forma poligonal (Figura 76) forman compuestos de SiO_2 amorfa. El ED realizado sobre su superficie muestra su naturaleza no cristalina (Figura 77).

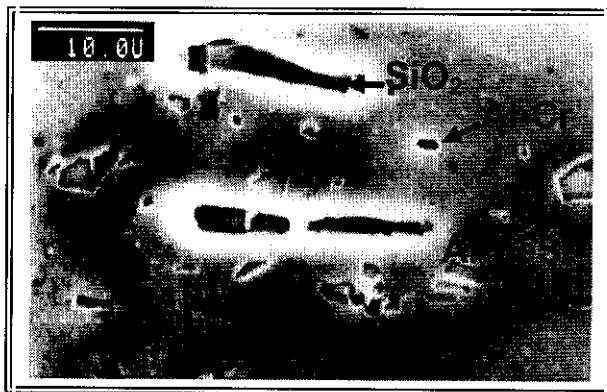


Figura 74.- Imagen SEM de la aleación AA6061 en estado de recepción (T6), donde se observan precipitados de gran tamaño de SiO_2 amorfa junto a compuestos de Al_3Cr_2 .

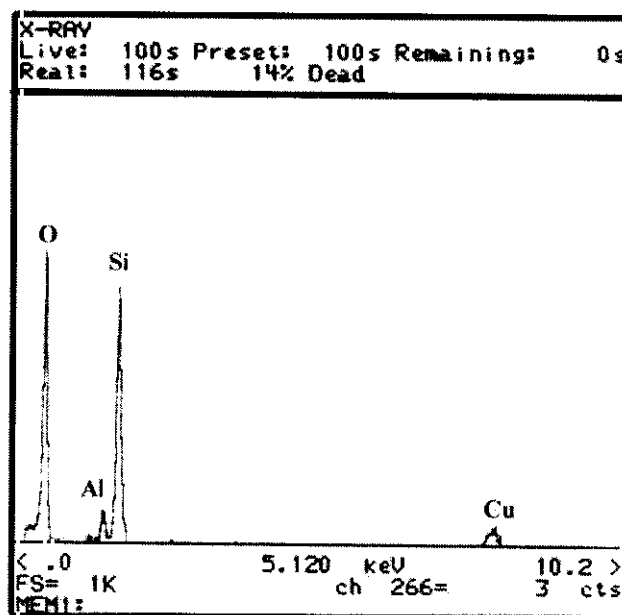


Figura 75.- Análisis EDX del precipitado poligonal de SiO_2 .

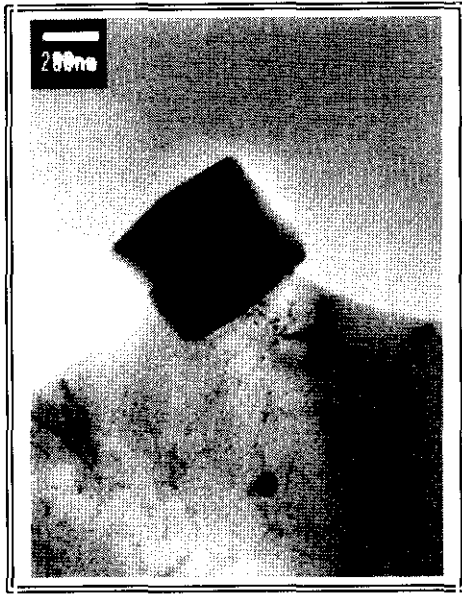


Figura 76.- Imagen TEM de la aleación AA6061 en estado de recepción (T6), donde se observan precipitados de gran tamaño de SiO_2 amorfa junto a compuestos de $\text{Al}_{13}\text{Cr}_2$.

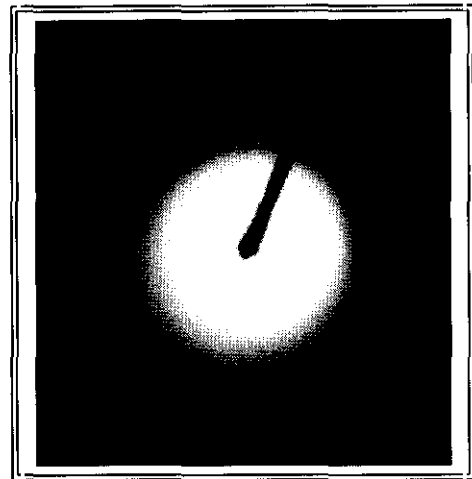


Figura 77.- Difracción de electrones del precipitado poligonal de SiO_2 .

Otra de las fases que aparecen presentes en la matriz AA6061 sin reforzar, en el estado de recepción, es el $\text{CuMgSi}_2\text{O}_6$ (Figuras 78, 79, 80 y 81) y viene asociado a partículas de silicio amorfo. En la difracción de la figura 82 se observan los spots producidos por este compuesto, con un eje de zona $\langle 211 \rangle$, junto con los producidos por la matriz, con un eje de zona $\langle 011 \rangle$. Estos precipitados presentan una estructura monoclinica, con parámetros de red: $a=9.7216 \text{ \AA}$, $b=8.9157 \text{ \AA}$, $c=5.2262 \text{ \AA}$ y $\beta=110.499^\circ$.

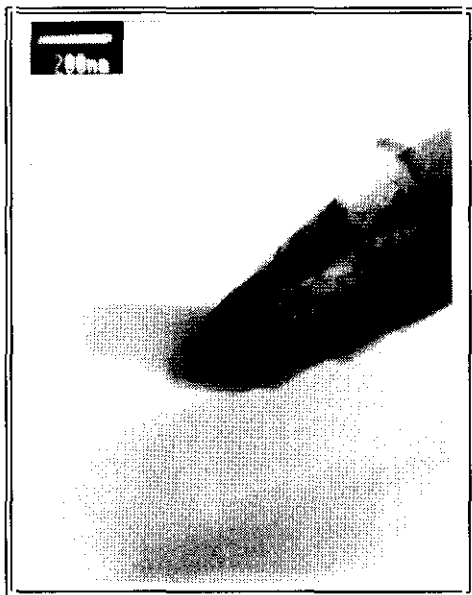


Figura 78.- Imagen TEM de la aleación AA6061 en estado de recepción (T6), donde se observan precipitados de $\text{CuMgSi}_2\text{O}_6$.

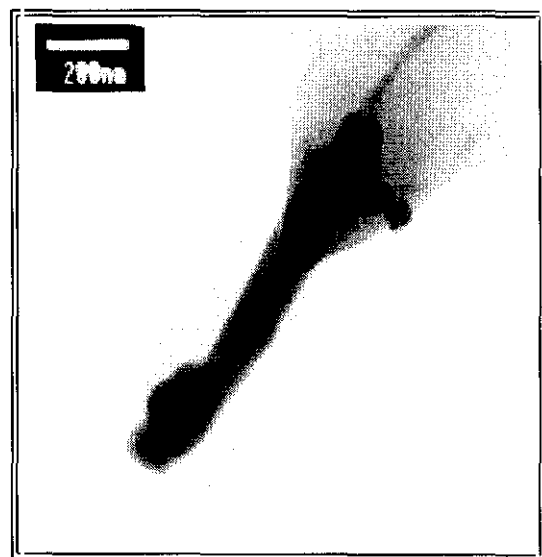


Figura 79.- Imagen TEM de la aleación AA6061 en estado de recepción (T6), donde se observan precipitados de $\text{CuMgSi}_2\text{O}_6$.



Figura 80.- Imagen TEM de la aleación AA6061 en estado de recepción (T6), donde se observan precipitados de $\text{CuMgSi}_2\text{O}_6$

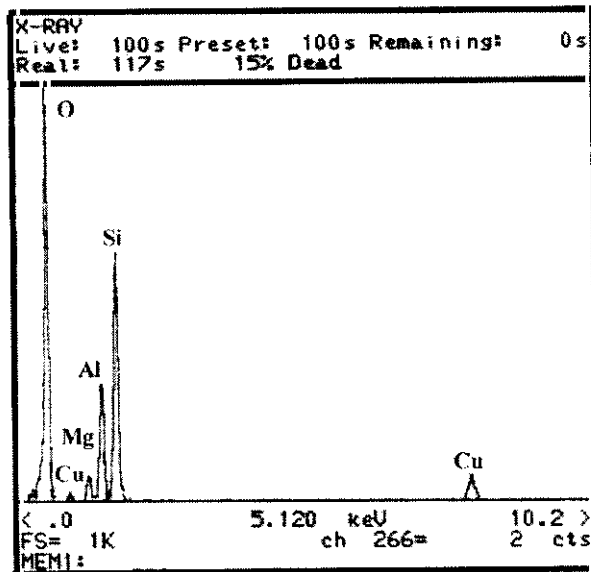


Figura 81.- Análisis EDX del precipitado $\text{CuMgSi}_2\text{O}_6$.



Figura 82.- Difracción de electrones del precipitado $\text{CuMgSi}_2\text{O}_6$. Eje de zona $\langle 211 \rangle$.

Por último fueron identificados los precipitados endurecedores de estas aleaciones constituidos por magnesio y silicio, y los cuales van a ser los responsables directos de las propiedades mecánicas de estos materiales. Se trata de la fase $\beta\text{-Mg}_2\text{Si}$ (Figuras 83 y 84), identificada mediante TEM (Figura 85) con un tamaño aproximado de 1 μm , difractando con un eje de zona $\langle \bar{0}11 \rangle$ (Figura 86), y presentando una estructura cúbica con parámetro de red $a=6.3675 \text{ \AA}$.

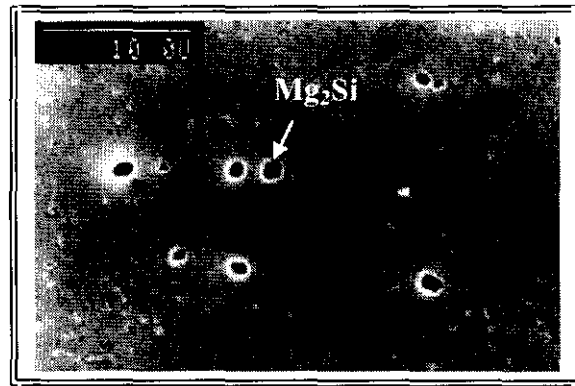


Figura 83.- Imagen SEM de la aleación AA6061 en estado de recepción (T6), donde se observan precipitados de Mg_2Si .

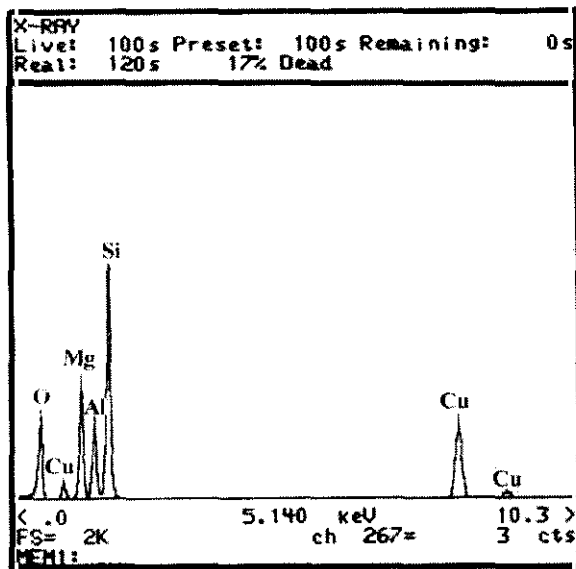


Figura 84.- Análisis EDX del precipitado endurecedor Mg_2Si .

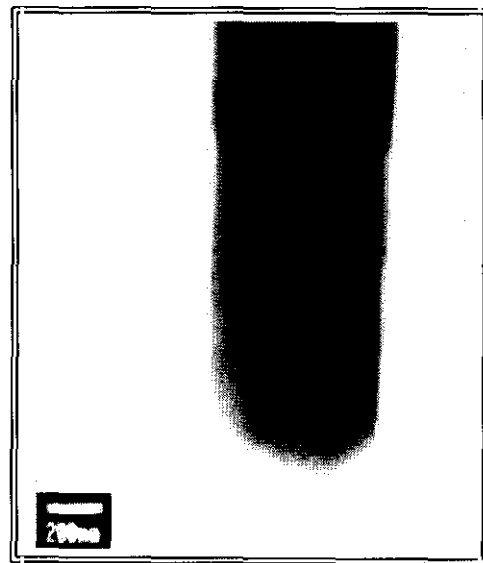


Figura 85.- Imagen TEM de la aleación AA6061 en estado de recepción (T6), donde se puede observar un precipitado de Mg_2Si .

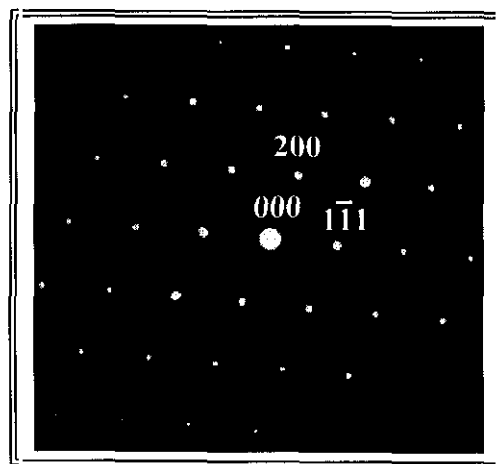


Figura 86.- Difracción de electrones del precipitado Mg_2Si . Eje de zona $\langle 0\bar{1}1 \rangle$.

IV.1.2.3.2.- MATERIAL COMPUESTO DE LA SERIE 6XXX: W6A10 Y W6A20.

En el material compuesto una de las primeras búsquedas consistió en conocer el tipo y naturaleza de las partículas de refuerzo, así como los productos de reacción interfaciales. Tanto el material compuesto W6A10 como el W6A20, contienen como refuerzo partículas de alúmina tipo corindón, $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ (Figuras 87, 88 y 89) con estructura hexagonal y con parámetros de red $a=4.7587 \text{ \AA}$ y $c=12.9929 \text{ \AA}$.

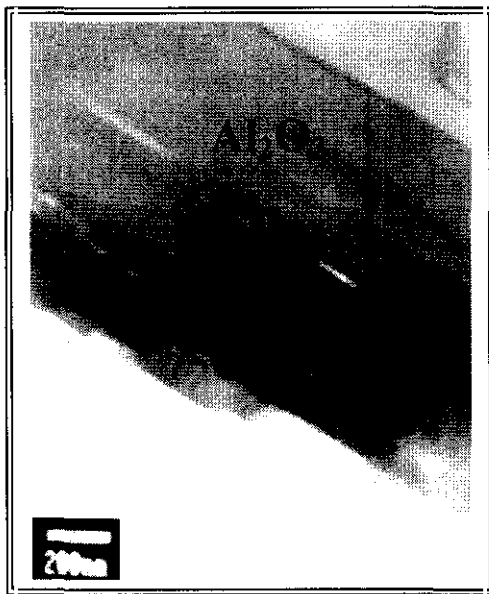


Figura 87.- Imagen TEM del material compuesto W6A10 en estado de recepción (T4), donde se observa la morfología de una de las partículas de refuerzo de Al_2O_3 .

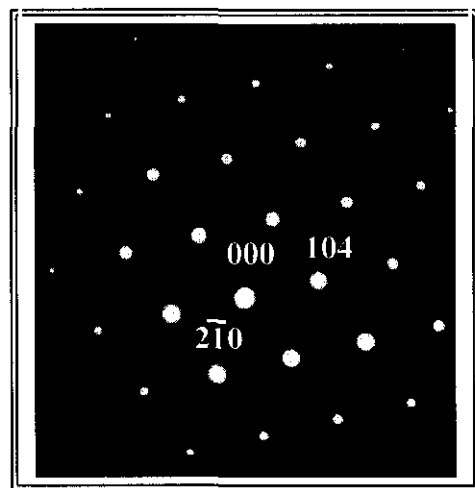


Figura 88.- Difracción de electrones de la partícula de refuerzo de Al_2O_3 .

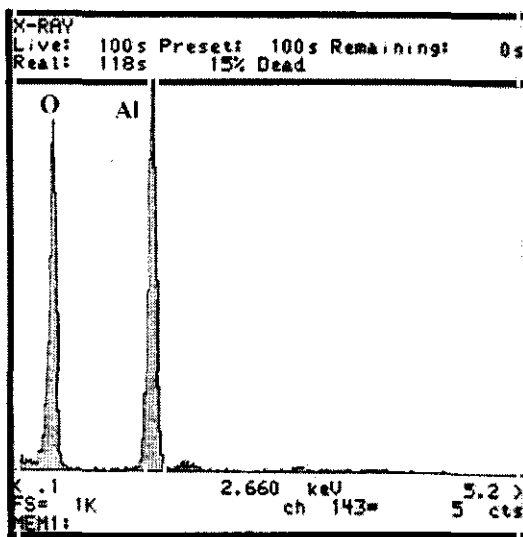


Figura 89.- Análisis EDX de la partícula de refuerzo de Al_2O_3 .

Estos datos fueron verificados mediante análisis de rayos X en la interfase refuerzo/matriz, previa digestión ácida de la aleación matriz, y posteriormente homogeneizando el polvo obtenido en un mortero de ágata. Además, se corroboró la existencia de productos de reacción interfacial producidos durante el proceso de fabricación de estos materiales, entre la matriz de la aleación AA6061 y el refuerzo de Al_2O_3 .

El difractograma de rayos X para el material compuesto W6A10 (Figura 90), no difiere prácticamente nada con respecto al del material W6A20 (Figura 91). La aparición de la espinela $MgAl_2O_4$, queda reflejado en ambos casos, si bien, la intensidad relativa de los picos identificativos de las partículas de Al_2O_3 , es mayor en el caso de material compuesto con mayor porcentaje en refuerzo.

Luego podríamos concluir que, si bien la espinela ya existe durante los procesos de fabricación, no va a variar la cantidad formada de ella en función del porcentaje en refuerzo, sino de la cantidad de magnesio presente en la matriz que pueda reaccionar con las partículas de Al_2O_3 . En el caso de los materiales W6A10 y W6A20 la composición nominal de la matriz es prácticamente la misma, y en cuanto a la cantidad de magnesio es idéntica.

Luego para la misma condición térmica, en la que las condiciones difusionales son constantes, ambos materiales presentarán la misma cantidad de espinela, formada en la interfase matriz/refuerzo.

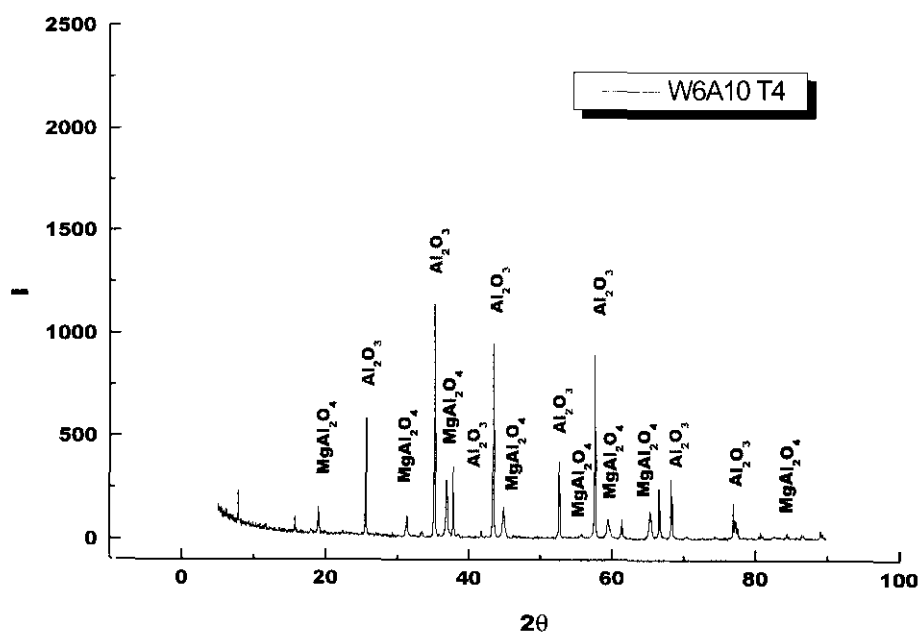


Figura 90.- Difracción de rayos X, en la zona interfacial refuerzo/matriz, del material compuesto W6A10 en estado de recepción (T4), donde son identificadas Al_2O_3 y $MgAl_2O_4$.

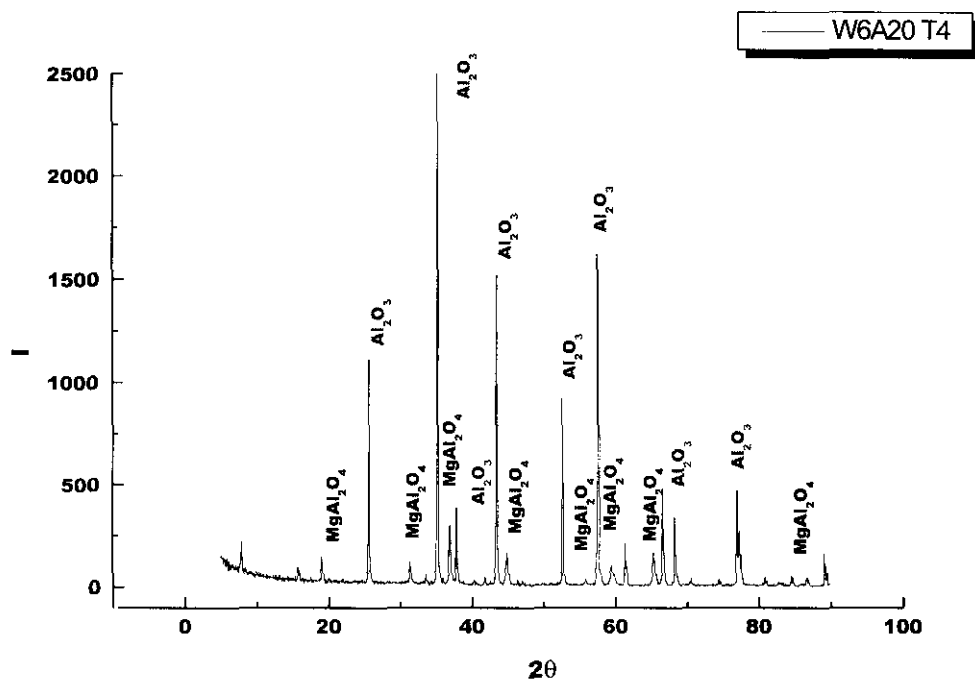


Figura 91.- Difracción de rayos X, en la zona interfacial refuerzo/matriz, del material compuesto W6A20 en estado de recepción (T4), donde son identificadas Al_2O_3 y $MgAl_2O_4$.

Mediante SEM se pudo observar la presencia de estos productos de reacción interfacial que cubren de forma parcial o total la superficie de las partículas de Al_2O_3 (Figuras 92 y 93). Los cristales formados en la interfase se corresponden con la morfología típica de la espinela⁽²⁴¹⁾, que tiene forma octaédrica con un tamaño aproximado de $1\ \mu m$ (Figura 94) y compuesta por aluminio, magnesio y oxígeno (Figura 95).



Figura 92.- Imagen SEM del material compuesto W6A10 en estado de recepción (T4), donde se observa la morfología de los productos de reacción interfacial entre la matriz y la Al_2O_3 .



Figura 93.- Imagen SEM del material compuesto W6A20 en estado de recepción (T4), donde se observa la morfología de los productos de reacción interfacial entre la matriz y la Al_2O_3 .

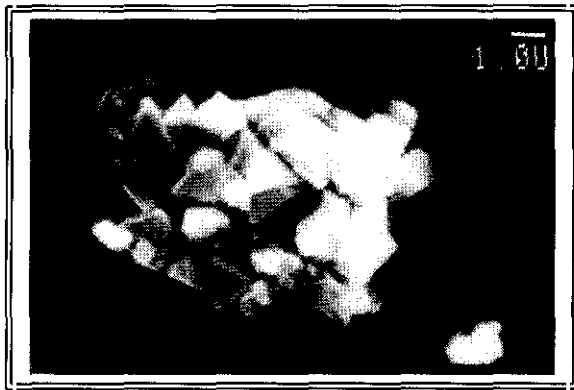


Figura 94.- Imagen SEM de la morfología de la espinela $MgAl_2O_4$ en el material compuesto W6A10 en estado de recepción (T4).

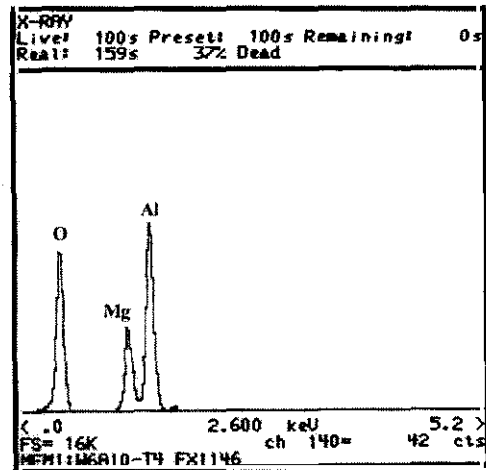


Figura 95.- Análisis EDX de la espinela $MgAl_2O_4$

Esta región interfacial comprendida entre la superficie de las partículas de Al_2O_3 y la matriz AA6061, observada mediante TEM (Figura 96), muestra la morfología de la espinela $MgAl_2O_4$, creciendo desde la superficie de las partículas de refuerzo hacia la matriz (A) y un pequeño precipitado de un tamaño aproximado de 50 nm formado sobre la superficie de alúmina y al lado de la espinela (B).

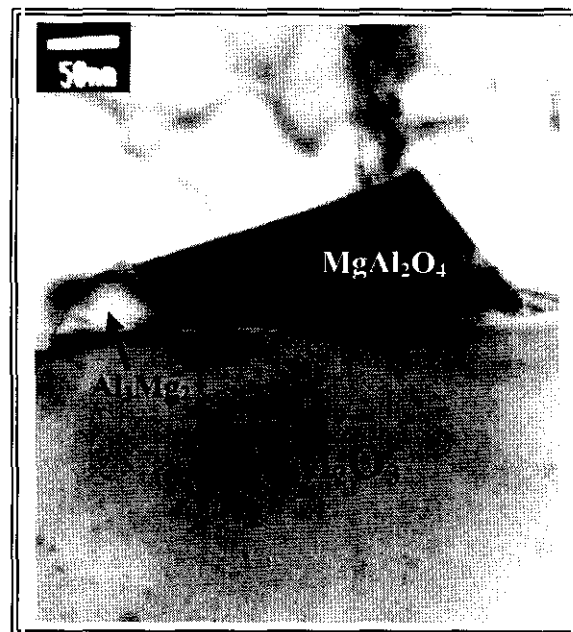


Figura 96.- Imagen TEM de la interfase refuerzo/matriz del material compuesto W6A10 en estado de recepción (T4), donde se observa la presencia de (A) espinela $MgAl_2O_4$ y (B) Al_3Mg_2 .

Las figuras 97 y 98 muestran dos ED, realizadas sobre la superficie de la espinela en distintas orientaciones respecto a los ejes de zona $\langle 230 \rangle$ y $\langle 0\bar{1}1 \rangle$, respectivamente. La estructura cristalina que presenta la espinela es cúbica, con parámetro de red $a = 8.0813 \text{ \AA}$.

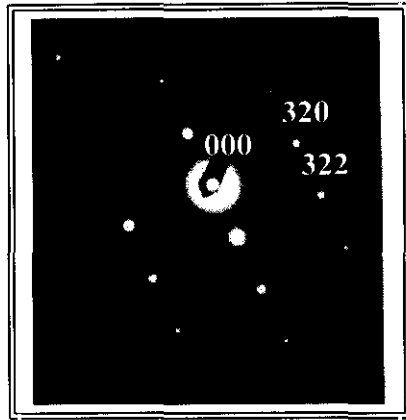


Figura 97.- Difracción de electrones de la espinela MgAl_2O_4 . Eje de zona $\langle 230 \rangle$.

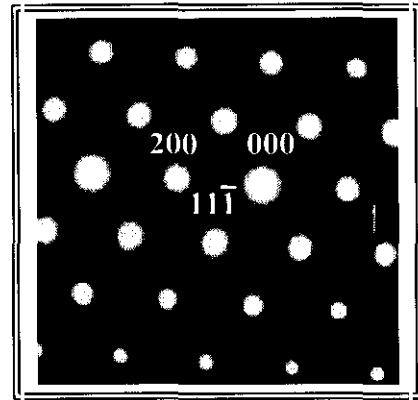


Figura 98.- Difracción de electrones de la espinela MgAl_2O_4 . Eje de zona $\langle 0\bar{1}1 \rangle$.

El precipitado marcado como B en la figura 96, es un compuesto cuyos únicos componentes son el aluminio y el magnesio (Figura 99). El ED sobre su superficie en el eje de zona $\langle 150 \rangle$ (Figura 100) hace posible que sea identificado como Al_3Mg_2 , con un sistema cristalino cúbico ($a = 28,2366 \text{ \AA}$).

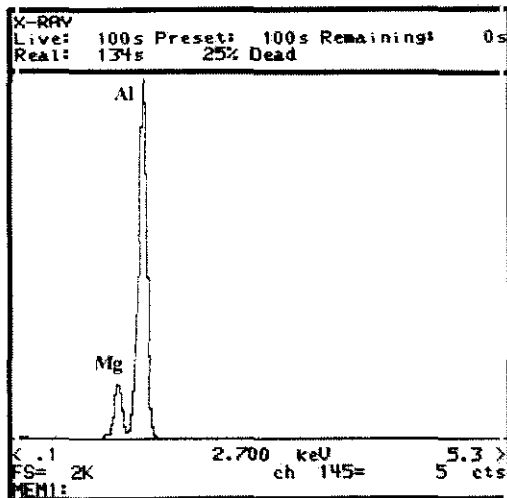


Figura 99.- Análisis EDX del compuesto Al-Mg.

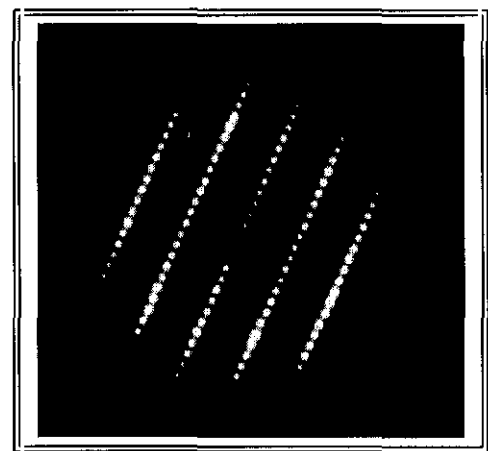


Figura 100.- Difracción de electrones del compuesto Al_3Mg_2 . Eje de zona $\langle 150 \rangle$.

En la matriz del material compuesto, reforzado con el 10 y con el 20% en Al_2O_3 , además fueron identificadas fases como el Mg_2Si , tanto por SEM (Figuras 101, 102 y 103) como por TEM en el eje de zona $\langle 11\bar{2} \rangle$ (Figuras 104 y 105), que ya fue caracterizado en la aleación matriz sin refuerzo.



Figura 101.- Imagen SEM del material compuesto W6A10 en estado de recepción (T4) en cuya matriz aparecen precipitados de Mg_2Si .

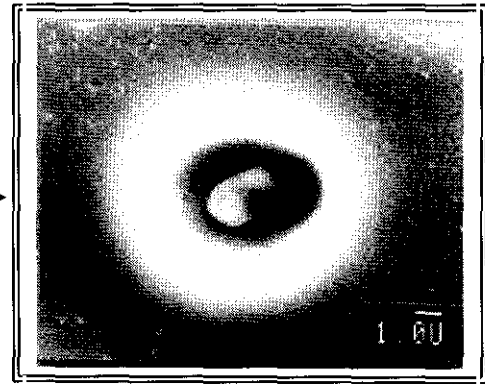


Figura 102.- Detalle del precipitado Mg_2Si marcado en la figura 101.

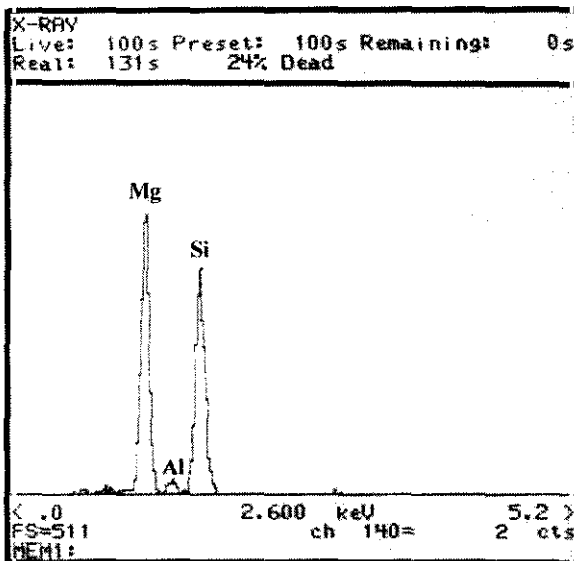


Figura 103.- Análisis EDX del precipitado Mg_2Si marcado en la figura 101.



Figura 104.- Imagen TEM del material compuesto W6A10 en estado de recepción (T4) en cuya matriz aparecen precipitados de Mg_2Si .

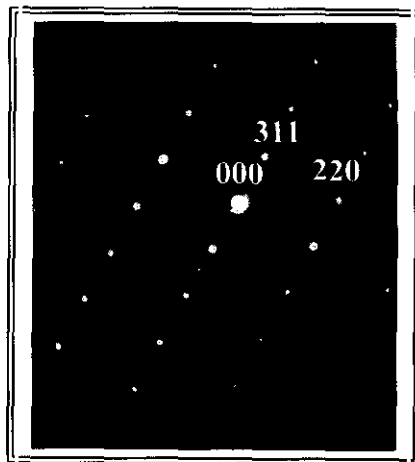


Figura 105.- Difracción de electrones del Mg_2Si . Eje de zona $\langle 112 \rangle$.

Otras fases identificadas en los materiales reforzados (Figura 106) fueron compuestos de Al-Fe (Figura 107) y Al-Cu (Figura 108). Los primeros fueron localizados en el interior de los granos de la matriz y los segundos en los límites de grano (Figura 109). Ambos no están asociados a la interfase refuerzo/matriz.

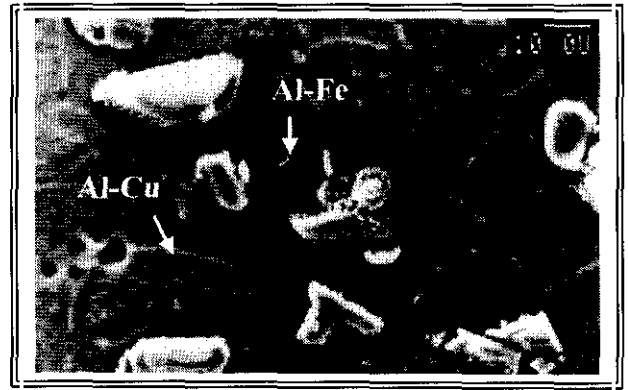


Figura 106.- Imagen SEM del material compuesto W6A20 en estado de recepción (T4) en cuya matriz aparecen compuestos de Al-Fe y en límite de grano de Al-Cu.

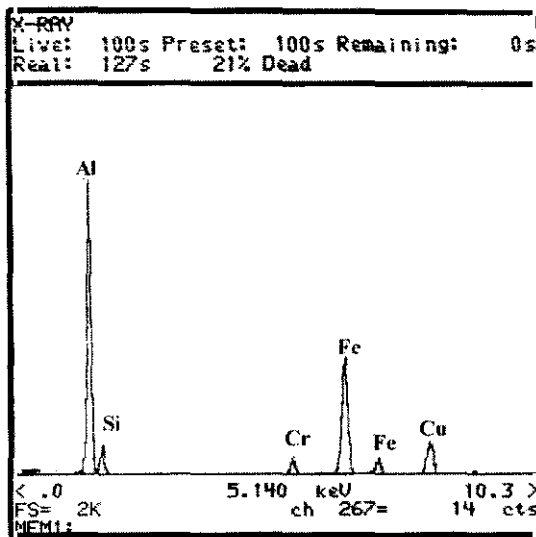


Figura 107.- Análisis EDX del compuesto Al-Fe marcado en la figura 106.

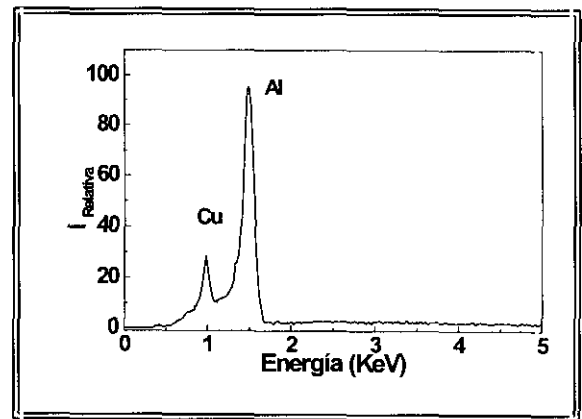


Figura 108.- Análisis EDX del compuesto Al-Cu marcado en la figura 106.

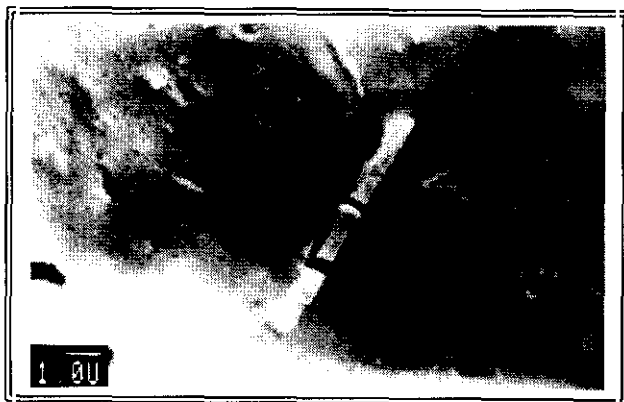


Figura 109.- Detalle del precipitado de Al-Cu marcado en la figura 106.

La estequiometría de estos compuestos fue determinada mediante ED. En el caso del compuesto de Al-Fe, con morfología globular y con un tamaño entre 1 y 2 μm , fue identificado como Al_3Fe (Figura 110), en el eje de zona $\langle 001 \rangle$ (Figura 111). La estructura de este compuesto es ortorrómbica y sus parámetros de red son $a=47.4566 \text{ \AA}$, $b=15.4852 \text{ \AA}$ y $c=8.0675 \text{ \AA}$.

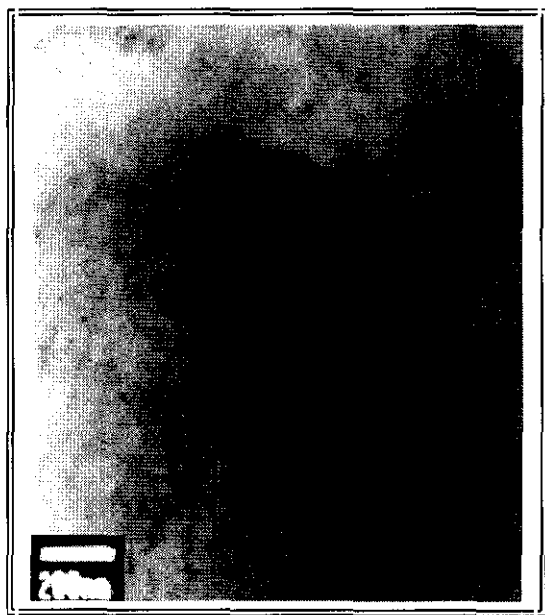


Figura 110.- Imagen TEM del material compuesto W6A10 en estado de recepción (T4) en cuya matriz aparecen precipitados de Al_3Fe .

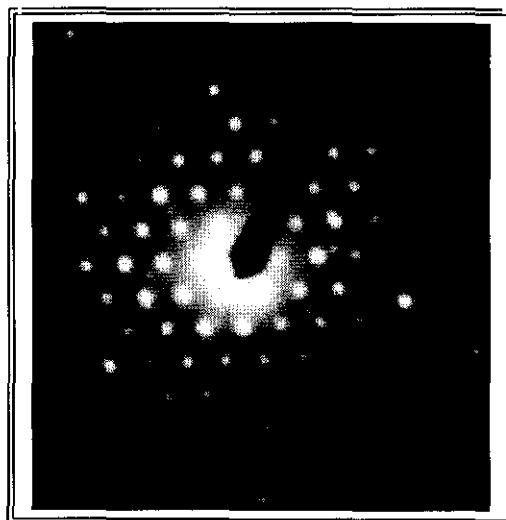


Figura 111.- Difracción de electrones del Al_3Fe . Eje de zona $\langle 001 \rangle$.

IV.1.2.3.3.- AA7020 SIN REFORZAR.

La matriz de la aleación AA7020 sin reforzar pudo ser identificada mediante microscopía electrónica de transmisión (Figura 112) con una orientación respecto al eje de zona $\langle 011 \rangle$ (Figura 113). Ésta posee la estructura cúbica del aluminio ($a = 4.049 \text{ \AA}$). Usualmente al igual que sucedía con la aleación AA6061, ésta estructura sirve de seno de precipitación de otras fases.



Figura 112.- Imagen TEM de la aleación AA7020 en estado de recepción (T6).

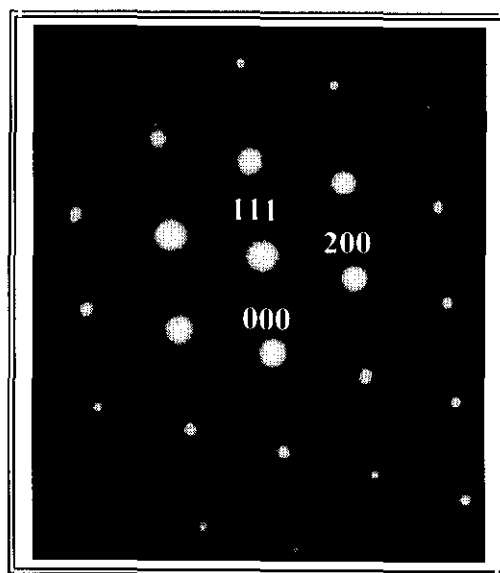


Figura 113.- Difracción de electrones sobre la aleación AA7020. Eje de zona $\langle 011 \rangle$.

Algunas de las fases cristalinas identificadas, tanto por SEM como por TEM, son compuestos de gran tamaño orientados en la dirección de laminado del material (Figura 114). Son identificados por un lado compuestos de Al-Fe (Figura 115) y por otro de Al-Fe-Si (Figura 116), si bien ambos van a venir asociados con pequeñas cantidades de elementos como cromo, zinc y manganeso, elementos componentes de la aleación.

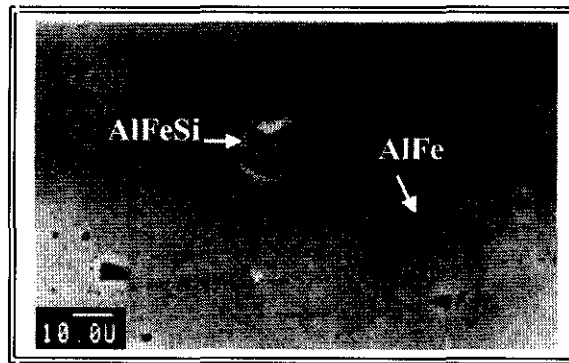


Figura 114.- Imagen SEM de la aleación AA7020 en estado de recepción (T6), donde se detectan precipitados de Al-Fe y Al-Fe-Si.

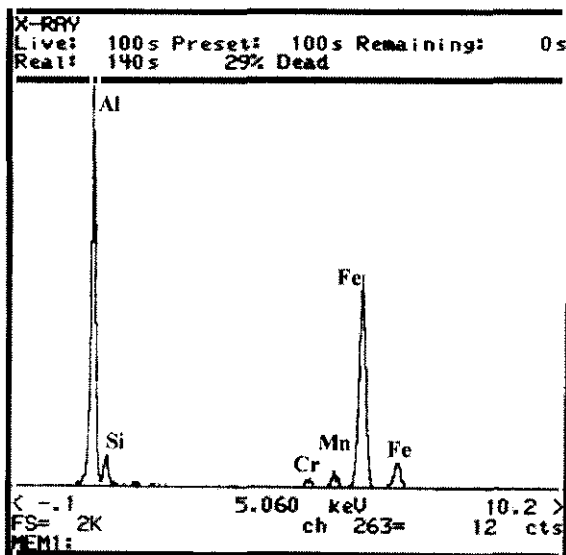


Figura 115.- Análisis EDX de los precipitados marcados como AlFe en la figura 114.

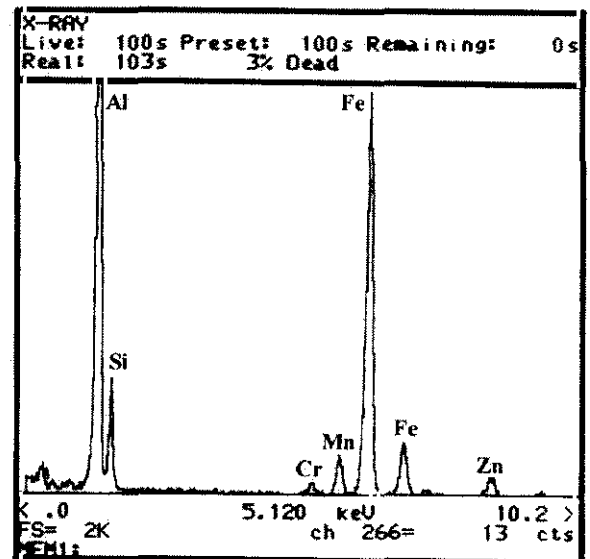


Figura 116.- Análisis EDX de los precipitados marcados como AlFeSi en la figura 114.

El tamaño del primero de estos compuestos, marcados en la figura 114, está entre 3 y 5 μm (Figura 117) y es identificado como el compuesto Al_3Fe en el eje de zona $\langle 012 \rangle$ (Figura 118). Estos compuestos presentan una estructura ortorrómbica y con parámetros de red: $a=47.4566 \text{ \AA}$, $b=15.4852 \text{ \AA}$, $c= 8.0675 \text{ \AA}$.



Figura 117.- Imagen TEM de la aleación AA7020 en estado de recepción (T6), donde se observan precipitados de gran tamaño de Al_3Fe .

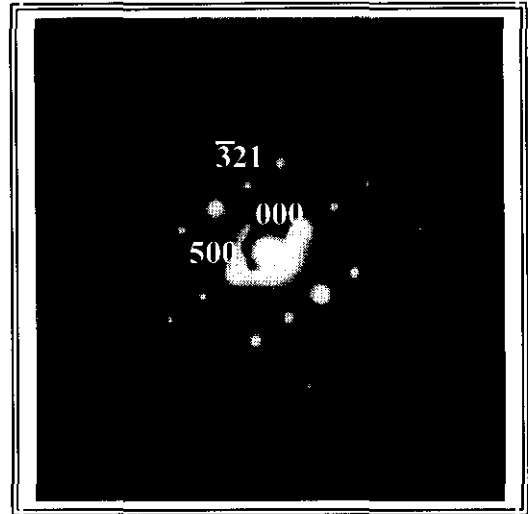


Figura 118.- Difracción de electrones sobre el precipitado de Al_3Fe . Eje de zona $\langle 012 \rangle$.

El precipitado de Al-Fe-Si marcado en la figura 114, presenta formas poligonales con tamaños en torno a los 6 μm (Figura 119). Este precipitado fue identificado como la fase $\gamma-Al_3FeSi$ en el eje de zona $\langle 122 \rangle$ (Figura 120), presentando una estructura monoclinica con parámetros de red $a=18.3033 \text{ \AA}$, $b=10.015 \text{ \AA}$, $c=9.2345 \text{ \AA}$ y $\beta=133.631^\circ$.

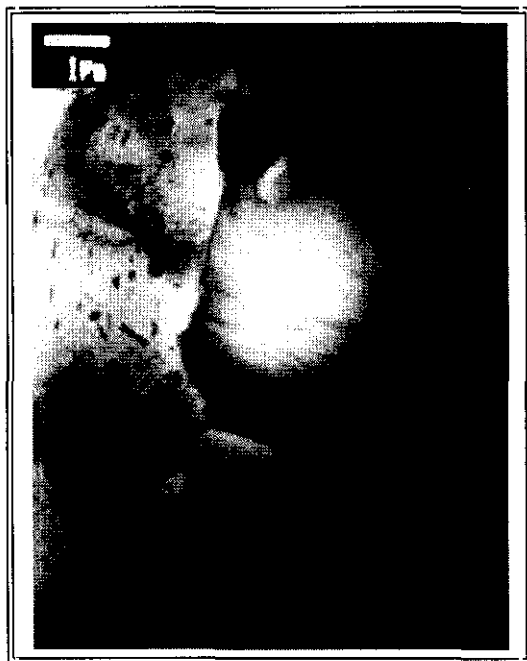


Figura 119.- Imagen TEM de la aleación AA7020 en estado de recepción (T6), donde se observan precipitados de gran tamaño de Al_3FeSi .

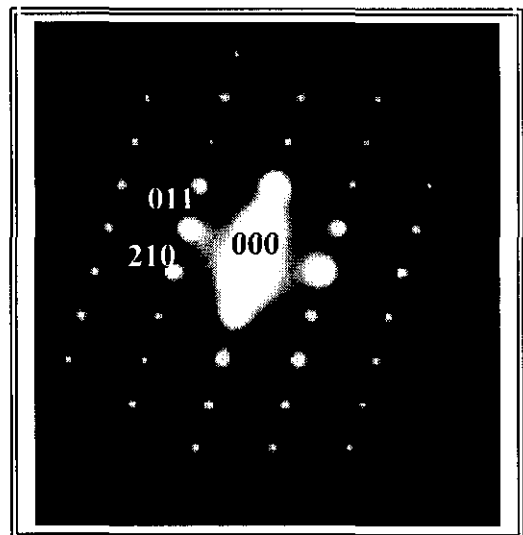


Figura 120.- Difracción de electrones sobre el precipitado de Al_3FeSi . Eje de zona $\langle 122 \rangle$.

La fase endurecedora en esta aleación no pudo ser identificada mediante SEM, ni siquiera morfológicamente, dado su pequeño tamaño, ya que éste oscila entre 50 (Figura 121) y 400 nm de longitud (Figura 122). Se puede observar que el crecimiento de esta fase se produce en forma acicular en los límites de grano. Este precipitado Zn-Mg (Figura 123), fue identificado en el eje de zona $\langle 211 \rangle$ (Figura 124) como la fase $Mg_{102}Zn_{39}$. Se trata de una estructura ortorrómbica con parámetros de red $a=14.0823 \text{ \AA}$, $b=14.4841 \text{ \AA}$, $c=14.0302 \text{ \AA}$.



Figura 121.- Imagen TEM de la aleación AA7020 en estado de recepción (T6), donde se observan precipitados de $Mg_{102}Zn_{39}$ en límite de grano.



Figura 122.- Imagen TEM de la aleación AA70201 en estado de recepción (T6), donde se observan precipitados de $Mg_{102}Zn_{39}$.

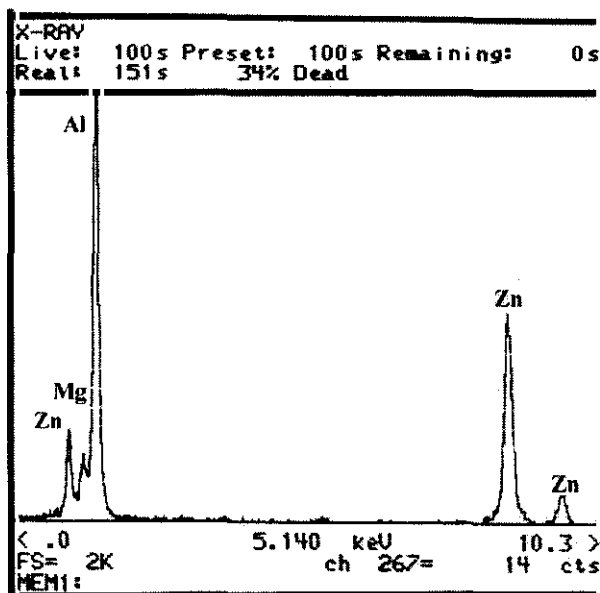


Figura 123.- Análisis EDX del precipitado de pequeño tamaño de $Mg_{102}Zn_{39}$

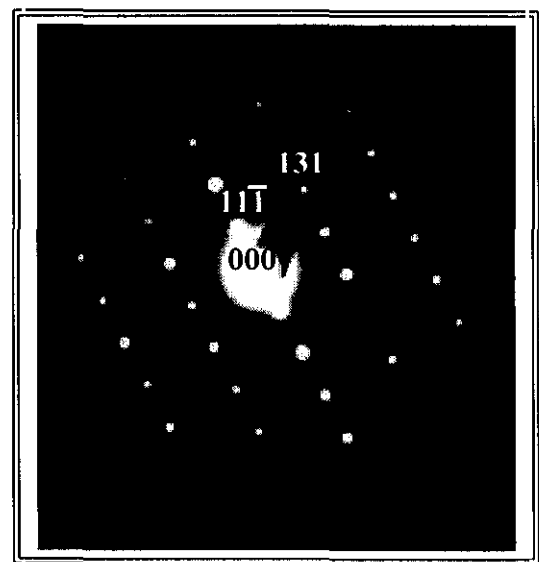


Figura 124.- Difracción de electrones sobre el precipitado de $Mg_{102}Zn_{39}$ Eje de zona $\langle 211 \rangle$.

IV.1.2.3.4.- MATERIAL COMPUESTO DE LA SERIE 7XXX: W7A10.

Al igual que en el material compuesto de la serie 6xxx se identificó el tipo y naturaleza de las partículas de refuerzo, así como los productos de reacción interfaciales. El tipo de alúmina que contiene este material compuesto es el mismo identificado en el caso de los materiales W6A10 y W6A20. Se trata de α - Al_2O_3 tipo corindón (Figuras 125 y 126) con estructura hexagonal y con parámetros de red $a=4.7587 \text{ \AA}$ y $c=12.9929 \text{ \AA}$ (Figura 127). Se puede observar que en la zona más angulosa de las partículas de refuerzo, es donde se produce una acumulación de tensiones, que conlleva a la deformación plástica de la matriz que se encuentra rodeando dichas partículas.

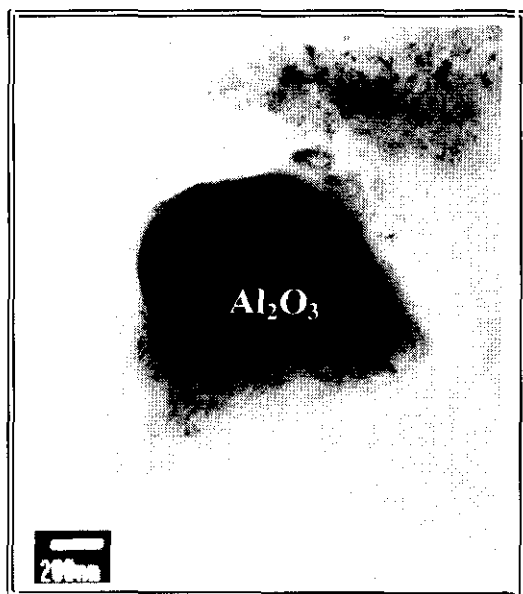


Figura 125.- Imagen TEM de una partícula de refuerzo del material compuesto W7A10 en estado de recepción (T6).

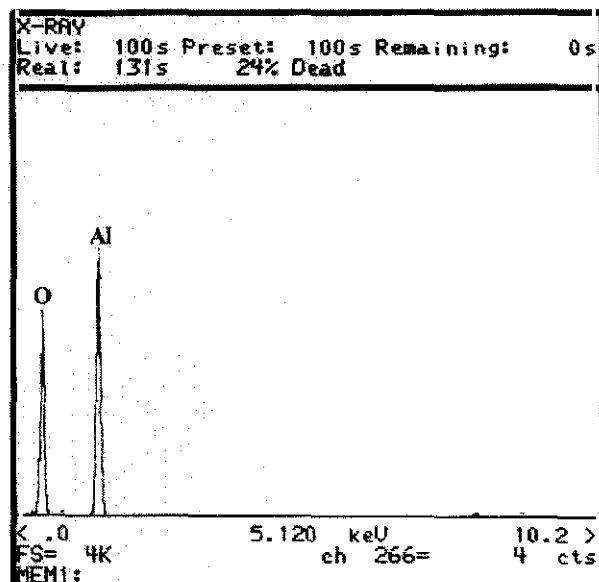


Figura 126.- Análisis EDX de la partícula de refuerzo de Al_2O_3 .

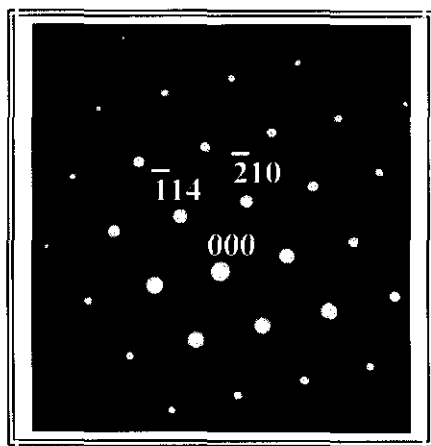


Figura 127.- Difracción de electrones de la partícula de Al_2O_3 .

Estos datos, referentes a la cristalografía de las partículas de refuerzo, también fueron verificados mediante análisis de rayos X (Figura 128), previa digestión ácida de la aleación matriz, y posteriormente homogeneizando el tamaño del polvo obtenido en un mortero de ágata.

Además, se corroboró la existencia de productos de reacción en la interfase refuerzo/matriz formados durante el proceso de fabricación de estos materiales, entre la matriz de la aleación AA7020 y el refuerzo de Al_2O_3 dando lugar a la aparición de la espinela MgAl_2O_4 .

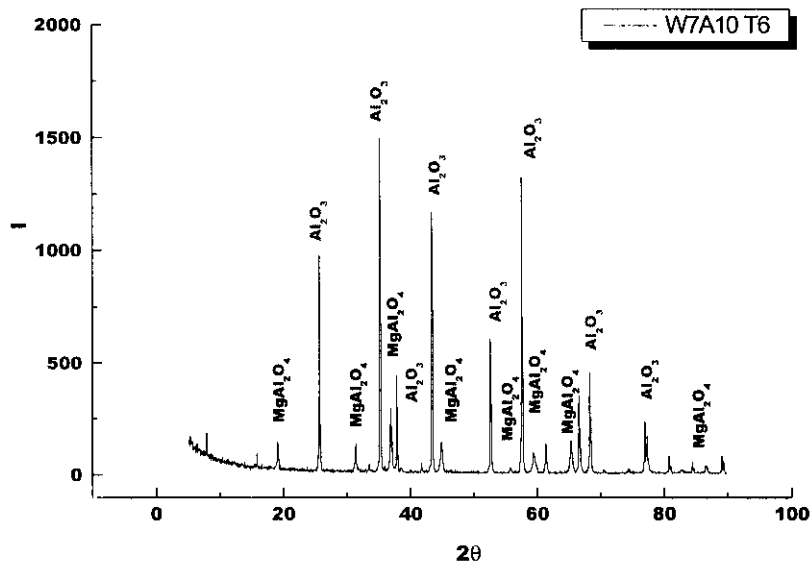


Figura 128.- Difracción de rayos X, en la zona interfacial refuerzo/matriz, del material compuesto W7A10 en estado de recepción (T6), donde son identificadas Al_2O_3 y MgAl_2O_4 .

Mediante SEM se pudo observar la presencia de estos productos de reacción interfacial sobre la superficie de las partículas de Al_2O_3 , haciendo que éstas presenten una superficie dentada (Figura 129). Mediante TEM pudo ser identificado este producto de reacción (Figura 130), como una fase compuesta por aluminio, magnesio y oxígeno (Figura 131) con un eje de zona $\langle 11\bar{2} \rangle$, la fase MgAl_2O_4 (Figura 132). La estructura de esta fase es cúbica y el parámetro de red es $a = 8.0813 \text{ \AA}$, como ya quedó demostrado en el estudio de la serie 6XXX.

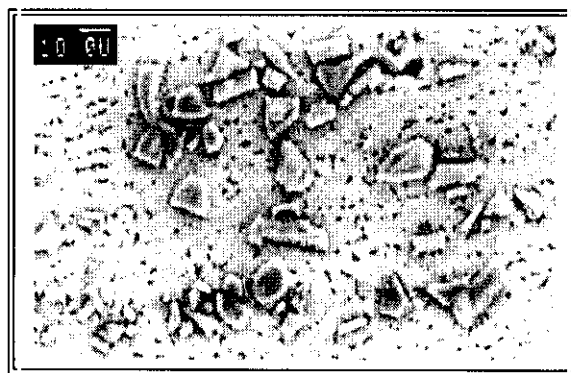


Figura 129.- Imagen SEM del material compuesto W7A10 en estado de recepción (T6), donde se observa la morfología de los productos de reacción interfacial entre la matriz y la Al_2O_3 .

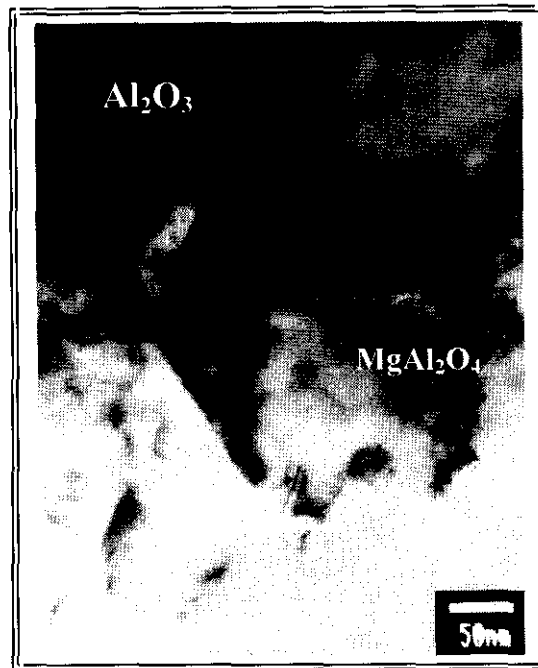


Figura 130.- Imagen TEM de la morfología de la espinela $MgAl_2O_4$ en el material compuesto W7A10 en estado de recepción (T6).

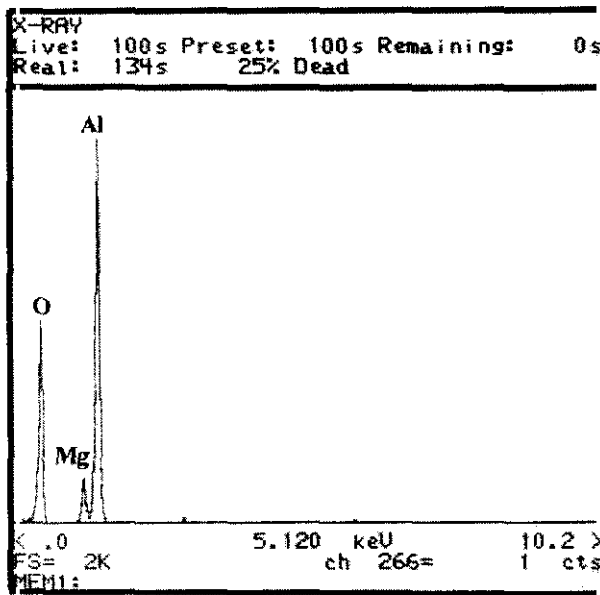


Figura 131.- Análisis EDX de la espinela $MgAl_2O_4$

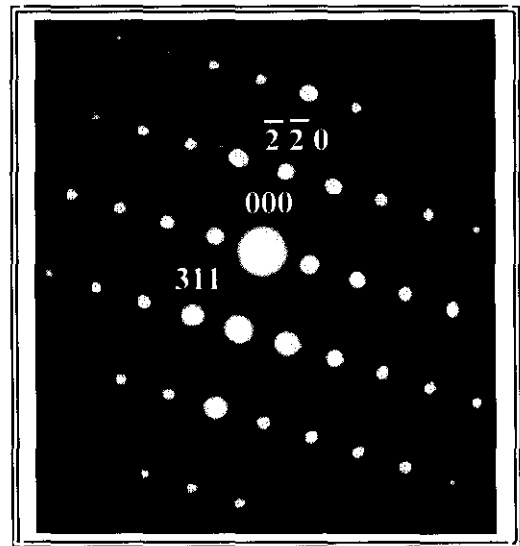


Figura 132.- Difracción de electrones de la espinela $MgAl_2O_4$. Eje de zona $\langle 11\bar{2} \rangle$.

En la matriz del material compuesto, se observaron fases, ya identificadas en la aleación matriz sin reforzar, como el $Mg_{102}Zn_{39}$ (Figuras 133 y 134). En la figura 133 se pueden apreciar las dislocaciones generadas en la matriz en torno a las fases precipitadas endurecedoras, las cuales van a poder favorecer la nucleación y crecimiento de huecos, a partir de los cuales se originaría uno de los posibles fallos en la matriz.



Figura 133.- Imagen TEM del material compuesto W7A10 en estado de recepción (T6) en cuya matriz aparecen precipitados de $Mg_{102}Zn_{39}$.

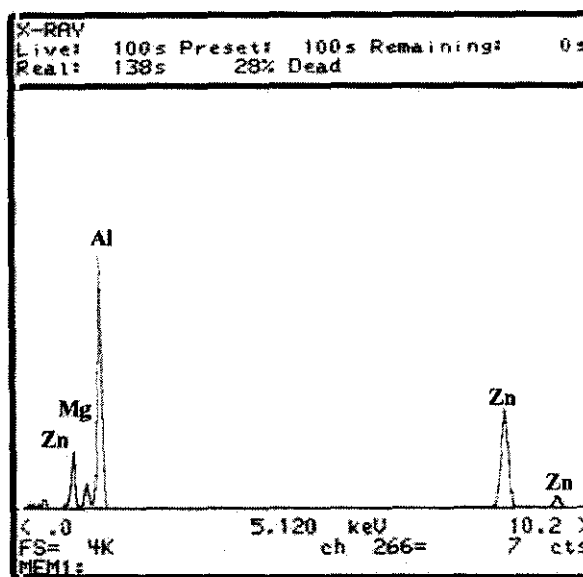


Figura 134.- Análisis EDX del precipitado $Mg_{102}Zn_{39}$.

Además se observan precipitados de 1 μm de tamaño (Figura 135), constituidos por Al-Fe (Figura 136). Este compuesto fue identificado como Fe_3Al (Figura 137), a partir de la interpretación de su difracción de anillos (Figura 138). La estructura de este compuesto es cúbica con parámetro de red $a=5.7919 \text{ \AA}$, y tiene una ordenación atómica tipo BiF_3 .

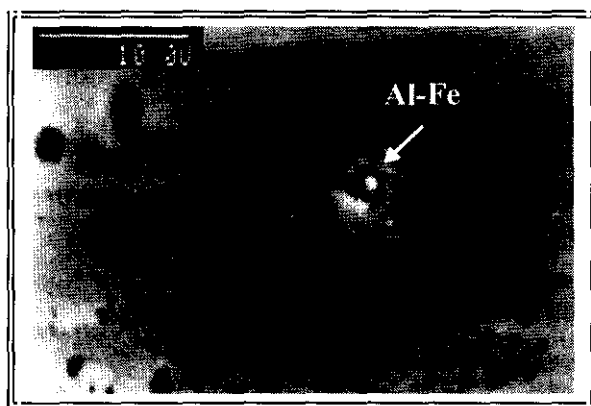


Figura 135.- Imagen SEM del material compuesto W7A10 en estado de recepción (T6) en cuya matriz aparecen compuestos de Al-Fe.

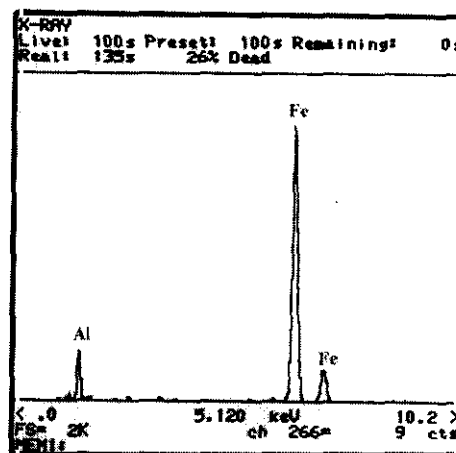


Figura 136.- Análisis EDX del compuesto Al-Fe marcado en la figura 135.

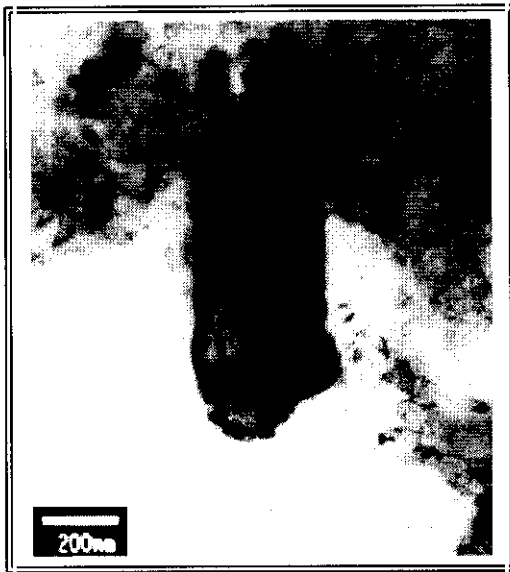


Figura 137.- Imagen TEM del material compuesto W7A10 en estado de recepción (T6) en cuya matriz aparecen precipitados de Fe_3Al .

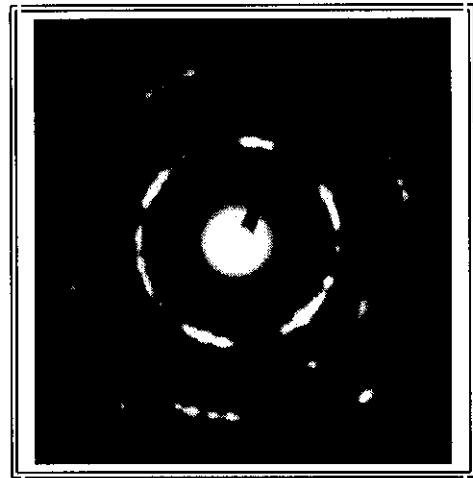


Figura 138.- Difracción de electrones del precipitado Fe_3Al .

Del estudio e identificación de las fases presentes en estado de recepción, tanto en las matrices sin reforzar como en los materiales compuestos reforzados de las series 6XXX y 7XXX, se puede concluir que son numerosos y de variada naturaleza los precipitados existentes en estos materiales. La existencia de estas fases será tenida en cuenta a la hora de establecer propiedades tanto mecánicas, térmicas de soldadura, así como de su respuesta frente a la corrosión.

Uno de los requisitos indispensables para lograr un 100% de las propiedades mecánicas esperadas en un material compuesto, al introducir refuerzo en una matriz, será la existencia de una interfase continua capaz de transmitir la carga entre refuerzo y matriz, evitando así el fallo. Esta interfase óptima se logrará con la precipitación de la espinela, siempre y cuando no modifique en gran medida la composición de la matriz, ya que podría eliminar uno de los elementos necesarios para formar las fases endurecedoras típicas en las aleaciones de aluminio. En ambas series contamos, ya en estado de recepción, con la existencia de espinela, por lo que habrá que tener en cuenta este hecho a la hora de justificar propiedades tanto de tipo mecánico como de resistencia frente a la corrosión o de respuesta térmica en ciclos de soldadura.

IV.2.-TRATAMIENTOS TÉRMICOS.

IV.2.1.- MACRODUREZA.

Las macrodurezas obtenidas en los materiales base y compuestos, y para cada uno de los tratamientos térmicos, quedan recogidos en la Tabla XXI.

Tabla XXI.- Valores de dureza para los diferentes tratamientos térmicos, en los materiales de la serie 6XXX y 7XXX.

Material	Tratamiento Térmico	Fracción Volumétrica de Refuerzo		
		Sin Refuerzo	10 % de Al ₂ O ₃	20 % de Al ₂ O ₃
AA6061	T6	111	121	110
	T4	81	88	80
	Recocido	40	44	43
	Sobreenvejecido	43	49	56
AA7020	T6	137	---	---
	Recocido	60	---	---
AA7005	T6	---	140	---
	Recocido	---	72	---

Los datos de esta tabla ponen de manifiesto ciertos aspectos a destacar:

1. En la serie 7XXX, los valores de macrodureza obtenidos aumentan con el porcentaje de refuerzo en todas las condiciones térmicas.
2. Los valores de dureza obtenidos para los dos tratamientos térmicos de envejecimiento, artificial (T6) y natural (T4) en los materiales de la serie 6XXX, son siempre mayores en el caso de la aleación reforzada con un 10 % de Al₂O₃, por encima de los del material sin reforzar. Los valores más bajos corresponden al material compuesto reforzado con un 20 % de Al₂O₃.
3. En el caso del tratamiento térmico de recocido en la serie 6XXX, los valores son del mismo orden para todos los materiales tanto reforzados como sin

reforzar. Sin embargo para el tratamiento térmico de sobre-envejecido, los valores de dureza aumentan con el porcentaje de refuerzo.

En todos los casos hay que tener en cuenta que se están obteniendo los valores promedio de macrodureza, y a priori se podría suponer que la presencia del refuerzo influye falseando estos valores. Sin embargo esto no es posible, ya que en el caso de que si esto se produjera, para el mismo estado térmico, al material con un porcentaje en refuerzo mayor le correspondería los mayores valores de dureza o en el peor de los casos del mismo orden que la reforzada con un 10%, y esto no ocurre así.

Además, ya se ha mencionado la posibilidad de que la presencia del refuerzo modifique de alguna manera la cinética de precipitación, pudiendo provocar su presencia una aceleración de ésta, y no corresponder los tiempos óptimos de tratamiento térmico de envejecimiento del material sin reforzar con los del material compuesto.

Para tener en cuenta todos estos factores y con el fin de poder explicar estas diferencias, se realizó un estudio de la cinética de precipitación, tanto de los materiales sin reforzar como de los materiales compuestos.

IV.2.2.- CINÉTICA DE PRECIPITACIÓN.

Con el fin de obtener las curvas de dureza frente a tiempo de los materiales compuestos (Figura 139), se realizaron ensayos de envejecimiento controlado, consistentes en una solubilización (560 °C durante 3 horas para la serie 6XXX y 482 °C durante 2 horas para la 7XXX) seguida de una maduración en horno.

Se optó por mantener la temperatura de envejecimiento recomendada por el fabricante para los materiales compuestos, coincidiendo ésta con la del envejecimiento recogida en bibliografía para la aleación AA6061 y AA7020 sin refuerzo.

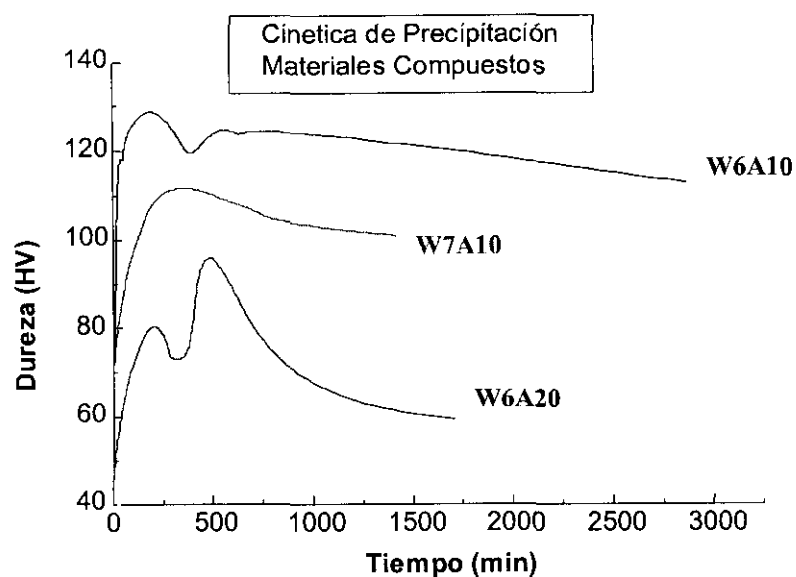


Figura 139.- Curvas de cinética de precipitación para los materiales compuestos W6A10, W6A20 y W7A10.

De la gráfica dureza-tiempo se puede deducir que los materiales compuestos de matriz AA6061 muestran un doble pico de endurecimiento⁽²⁴²⁾, siendo estos:

- 1^{er} pico de endurecimiento: HV₅ = 128 para 3 horas de tratamiento a 175 °C (W6A10).
- 2^o pico de endurecimiento: HV₅ = 124 para 9 horas de tratamiento a 175 °C (W6A10).
- 1^{er} pico de endurecimiento: HV₅ = 80 para 3,5 horas de tratamiento a 175 °C (W6A20).
- 2^o pico de endurecimiento: HV₅ = 97 para 8 horas de tratamiento a 175 °C (W6A20).

Sin embargo, el material compuesto de matriz AA7005, no presenta este doble pico de endurecimiento, siendo la máxima dureza alcanzada de HV₅= 112 para 5 horas de tratamiento a 150 °C, después de un tratamiento de 8 horas a 100 °C. Los tres materiales compuestos, después de alcanzar las máximas durezas, para los tiempos indicados, pierden dureza debido a un sobre-envejecimiento. Este efecto es más acusado para el caso del W6A20.

En estas curvas se observa el comportamiento que se mencionaba anteriormente, y es que la dureza de los materiales compuestos es menor que la de la aleación sin reforzar, y entre ellos, la aleación de mayor porcentaje de refuerzo es la más blanda. Este hecho puede tener

su origen en la presencia de la cantidad de refuerzo, ya que éste, durante el temple posterior al tratamiento térmico de solubilización, puede provocar un gran aumento en la densidad de dislocaciones, y por consiguiente disminuye el periodo de incubación requerido en la precipitación de fases endurecedoras.

A priori, de la observación de estas curvas no se puede decir que se produzca una modificación de la cinética por la presencia del refuerzo en los materiales compuestos, puesto que la forma de las curvas es prácticamente idéntica. Además tampoco podemos hablar de una aceleración de la cinética, puesto que los diferentes picos de dureza aparecen prácticamente a los mismos tiempos de envejecimiento. Todo esto se podrá comprobar mediante la realización de ensayos de calorimetría diferencial de todos los materiales estudiados.

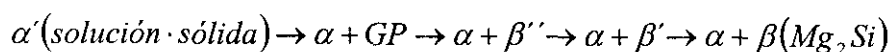
IV.2.3.- CALORIMETRÍA DIFERENCIAL DE BARRIDO (DSC).

Los termogramas DSC o curvas calorimétricas, obtenidas tanto de las aleaciones base como de los materiales compuestos, fueron estudiados por separado para cada una de las series.

IV.2.3.1.- Serie 6XXX.

Las curvas calorimétricas obtenidas en esta serie (Figura 140) indican que no aparecen diferencias, en cuanto a la forma de las curvas, los tres materiales presentan la misma tendencia en la precipitación, pero si aparecen diferencias en el registro energético, siendo mayor en el caso de la aleación base respecto a los materiales compuestos. Esto pone en evidencia que se produce una mayor precipitación en el caso de la aleación sin reforzar.

En cuanto a la temperatura a la que se producen las transformaciones de la secuencia de precipitación no existen diferencias, siendo para los tres materiales la secuencia siguiente:



Los intervalos de temperatura a los que se producen las transformaciones son:

- 100-200 °C: precipitación-disolución de GP.
- 200-280 °C: precipitación-disolución de β'' .
- 280-320 °C: precipitación-disolución de β' .
- A partir de 320 °C: precipitación de la fase estable β (Mg_2Si).

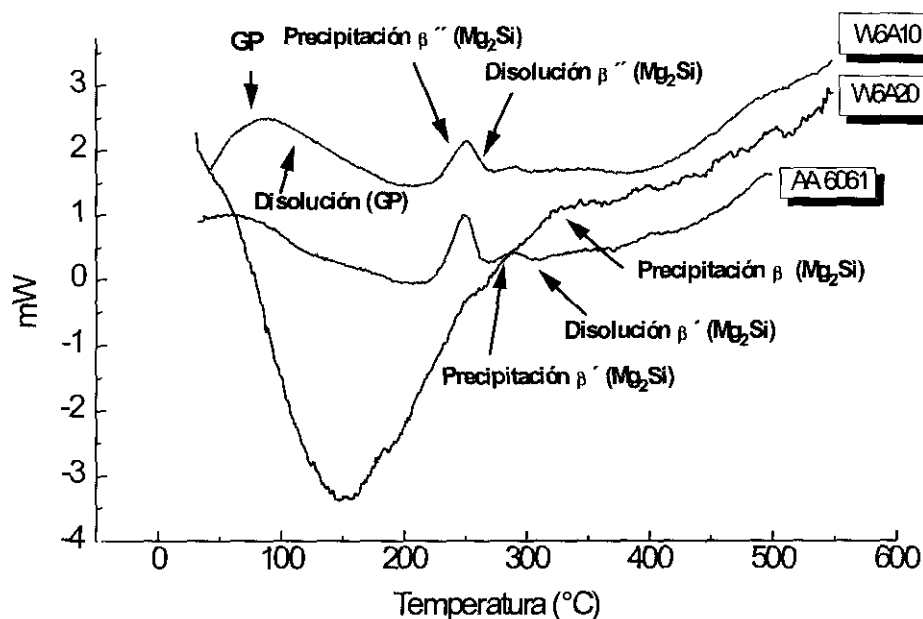


Figura 140.- Termogramas DSC de la aleación AA6061 y los materiales compuestos W6A10 y W6A20.

Combinando los resultados obtenidos en todos estos estudios, estamos en condiciones de poder afirmar que, las diferencias en los valores de dureza entre los materiales compuestos y la aleación base sin reforzar, es posiblemente debida al menor contenido en Mg en las matrices de los materiales compuestos, además de la pérdida de este elemento durante la formación de la espinela $MgAl_2O_4$. Este menor contenido en magnesio disminuye la cantidad de fase endurecedora precipitada, lo que mermaría las propiedades mecánicas de la aleación.

Entre los dos materiales compuestos, los valores de dureza mayores son los obtenidos para la aleación reforzada con un 10%, pero por otro lado, los análisis de composición de los dos materiales compuestos muestran aproximadamente el mismo contenido en Mg, si bien el material reforzado con el 20% en Al_2O_3 tiene un porcentaje en Mg algo mayor. Por lo

tanto, las durezas del material con mayor porcentaje de refuerzo, deberían ser mayores que las del material menos reforzado, como esto no ocurre, se puede pensar en una pérdida del Mg en la matriz durante el proceso de fabricación por la formación de la espinela.

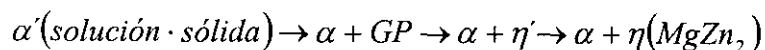
El DSC del material compuesto reforzado con un 20% apenas presenta picos de formación y disolución de fases intermedias en la secuencia de precipitación. Se observa que se produce un aumento de las zonas GP y se suprime la formación de fases β' y β , posiblemente debido a la alta densidad de dislocaciones. Los primeros precipitados que se forman van a ser coherentes con la matriz y pueden orientarse con las dislocaciones. Así se estabilizarían las fases coherentes y reduciría la cantidad de otras fases semicoherentes e incoherentes.

Se podría concluir que a la vista de los resultados obtenidos, la adición de Al_2O_3 en materiales compuestos de matriz de aluminio, tiene un efecto más importante en el endurecimiento por precipitación que en la aceleración de la cinética de precipitación.

IV.2.3.2.- Serie 7XXX.

Las curvas calorimétricas obtenidas en esta otra serie (Figura 141) muestran como la forma de las curvas tampoco presentan diferencias, igual que ocurre con los registros energéticos, siendo prácticamente iguales tanto en el caso de la aleación base como en el material compuesto⁽²⁴³⁾.

Las temperaturas a la que se producen las transformaciones de la secuencia de precipitación son las mismas tanto para el material sin reforzar como para el material compuesto. La secuencia sería:



Los intervalos de temperatura a los que se producen las transformaciones son los siguientes:

- 50-200 °C: precipitación-disolución de GP.
- 200-315 °C: precipitación-disolución de η' .
- A partir de 315 °C: precipitación de la fase estable η (MgZn_2).

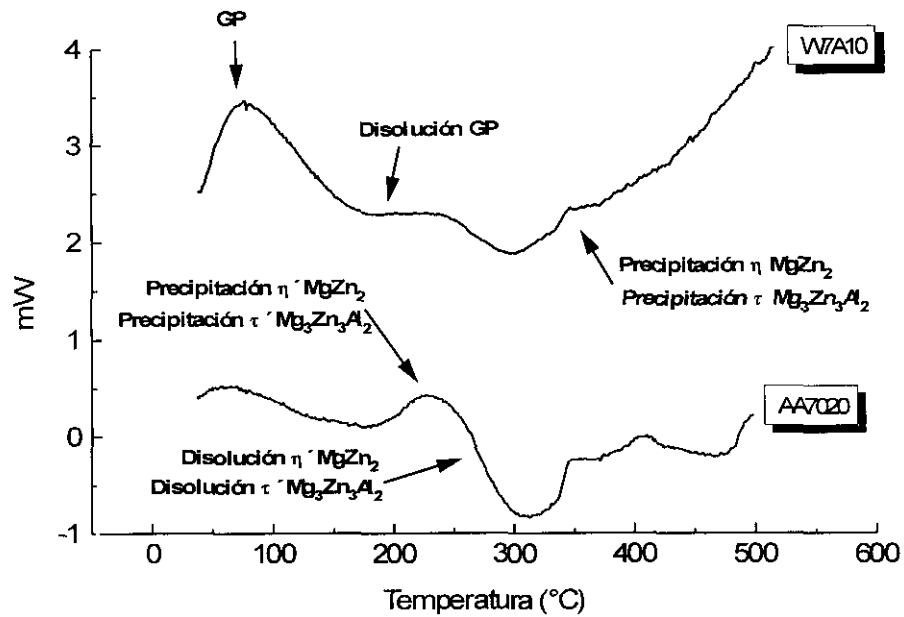


Figura 141.- Termogramas DSC de la aleación AA7020 y el material compuesto W7A10.

En los DSC obtenidos en esta serie, se vuelve a observar que la curva del material compuesto presenta un pico de formación de zonas GP mayor, en contrapartida con una disminución en los picos del resto de fases en la secuencia de precipitación. Este hecho posiblemente podría ser debido a una mayor densidad de dislocaciones, introducidas en el material con la adición de refuerzo. Sin embargo este hecho es mucho menos acentuado que en la serie anterior, por lo que se corroboran los valores de dureza.

IV.2.4.- CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL DE LOS MATERIALES TRATADOS TÉRMICAMENTE.

IV.2.4.1.- Microscopía Óptica.

IV.2.4.1.1.- SERIE 6XXX.

La microestructura del material sin refuerzo, AA6061 sometido a un tratamiento térmico de recocido se recoge en una imagen 3D de los cortes longitudinal y transversal corto y largo (Figura 142), donde se observa que gran parte del bandeo de la estructura en estado de recepción (T6) se ha perdido y el tamaño de algunos precipitados ha aumentado.

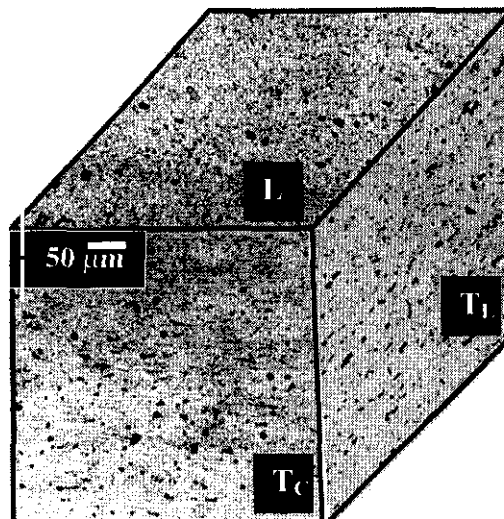


Figura 142.- Microestructura de la aleación AA6061 con tratamiento térmico de recocido, en los cortes L, T_c y T_l. Reactivo de ataque: Kellers.

De igual forma que el material sin reforzar y para el mismo tratamiento de recocido, los materiales compuestos W6A10 (Figura 143) y W6A20 (Figura 144) muestran en imágenes 3D una microestructura con un tamaño de grano menor del esperado, provocado por la existencia de las partículas que actúan como barrera de crecimiento de los límites de grano.

Este hecho se observa en zonas de menor concentración de partículas, donde se ha producido un crecimiento en el tamaño de grano (Figura 145). En estas condiciones térmicas también se observa la falta de distribución de partículas bien en forma de zonas libres o bien como acumulación de éstas (clusters).

El material compuesto, además fue sometido a un tratamiento térmico de envejecimiento artificial (T6) de máximas propiedades mecánicas, ya que a diferencia del resto de los materiales objeto de estudio, éstos fueron suministrados con un tratamiento térmico de envejecimiento natural (T4). La estructura del material compuesto W6A10 (Figura 146) y del W6A20 (Figura 147) muestran una estructura similar a la existente con un tratamiento térmico T4.

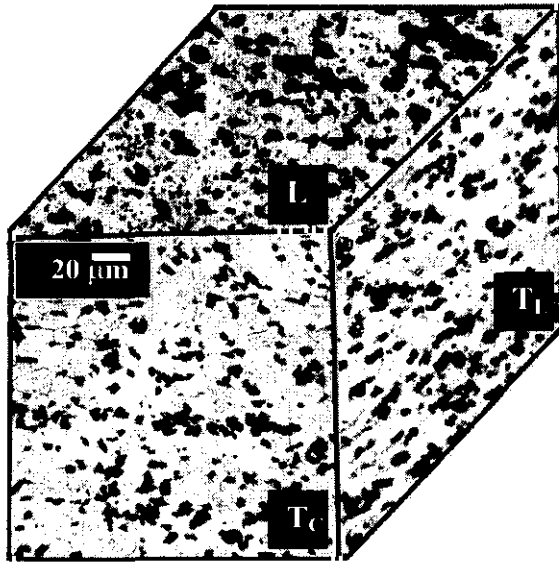


Figura 143.- Microestructura del material compuesto W6A10 con tratamiento térmico de recocido, en los cortes L, T_C y T_L . Reactivo de ataque: Kellers.

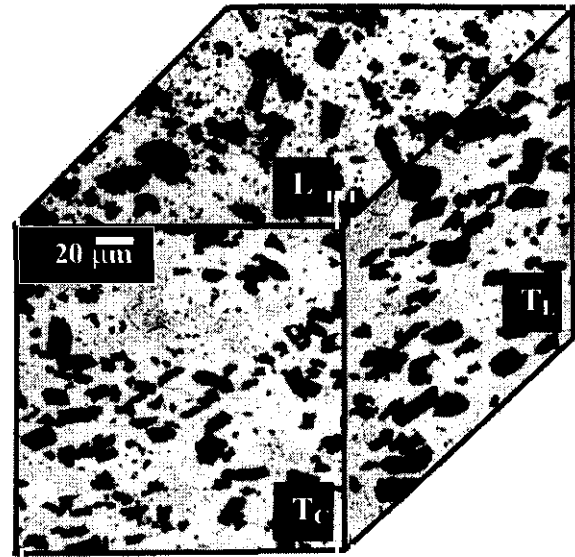


Figura 144.- Microestructura del material compuesto W6A20 con tratamiento térmico de recocido, en los cortes L, T_C y T_L . Reactivo de ataque: Kellers.

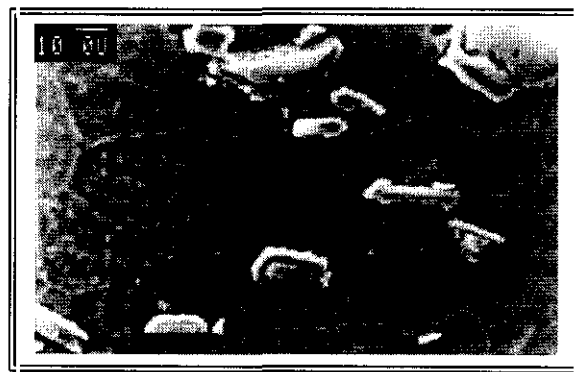


Figura 145.- Imagen SEM del material compuesto W6A20 con tratamiento térmico de recocido, donde se observa un crecimiento de grano asociado a zonas con menor concentración de Al_2O_3 .

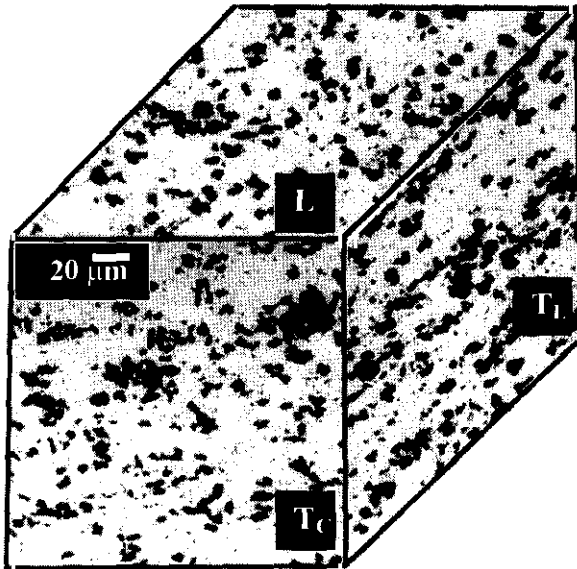


Figura 146.- Microestructura del material compuesto W6A10 con tratamiento térmico T6, en los cortes L, T_c y T_l. Reactivo de ataque: Kellers.

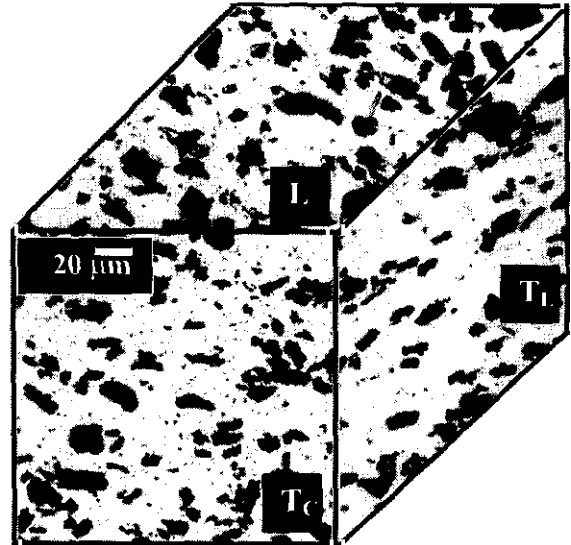


Figura 147.- Microestructura del material compuesto W6A20 con tratamiento térmico T6, en los cortes L, T_c y T_l. Reactivo de ataque: Kellers.

IV.2.4.1.2.- SERIE 7XXX.

La microestructura del material sin refuerzo, AA7020 y el reforzado W7A10, con un tratamiento térmico de recocido recogida en una imagen 3D de los cortes longitudinal y transversal corto y largo (Figuras 148 y 149, respectivamente), muestra el mismo tipo de influencia microestructural del tratamiento térmico de recocido, que en la serie 6XXX, si bien la estructura sigue siendo mucho más fina que en la serie anterior.

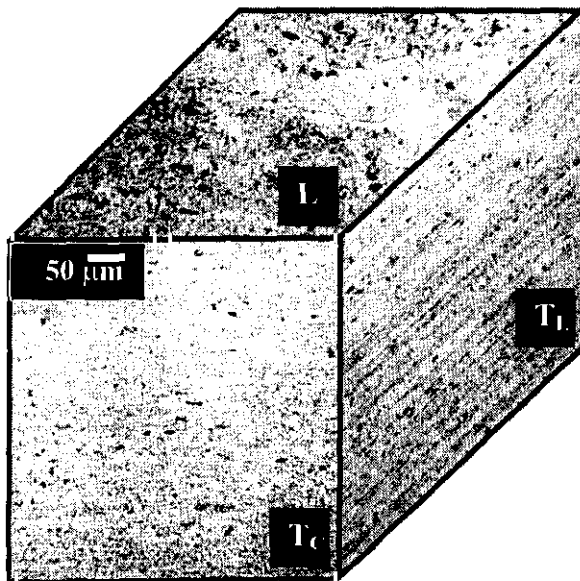


Figura 148.- Microestructura de la aleación AA7020 con tratamiento térmico de recocido, en los cortes L, T_c y T_l. Reactivo de ataque: Kellers.

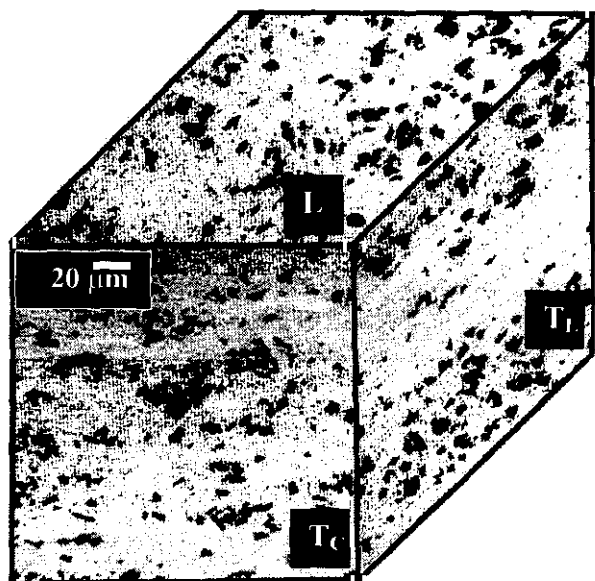


Figura 149.- Microestructura del material compuesto W7A10 con tratamiento térmico de recocido, en los cortes L, T_c y T_l. Reactivo de ataque: Kellers.

IV.2.4.2.- Caracterización Estructural, Cristalográfica y Morfológica de Fases Precipitadas.

Mediante microscopía electrónica, tanto de barrido (SEM) como de transmisión (TEM) y difracción de rayos X, se realizó una caracterización de las fases presentes en los materiales que habían sido sometidos a tratamientos térmicos.

De esta forma, podríamos establecer la influencia que tiene la temperatura y el tiempo en las propiedades y de las posibles reacciones químicas entre los elementos que constituyen estos materiales, y así mismo poder comparar las variaciones sufridas respecto a los materiales en estado de recepción. Con este estudio se podrá establecer una primera aproximación, sobre la estructura de las diferentes zonas sometidas a ciclos térmicos de soldadura.

IV.2.4.2.1.- AA6061 SIN REFORZAR.

En esta condición térmica fueron observadas fases ya identificadas en el estado de recepción (T6) (Figura 150), como es la fase endurecedora Mg_2Si , compuestos de hierro, cromo, manganeso y silicio (Figuras 151 y 152) y sílice amorfa (Figura 153 y 154).

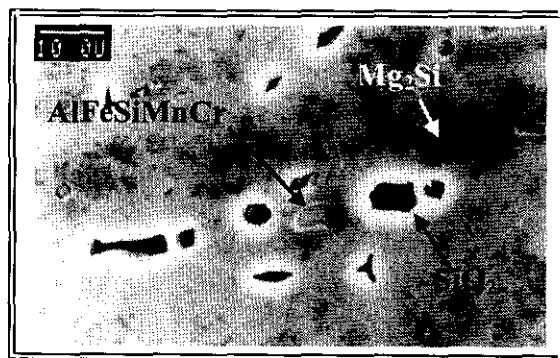


Figura 150.- Imagen SEM de la aleación AA6061 con tratamiento térmico de recocido.

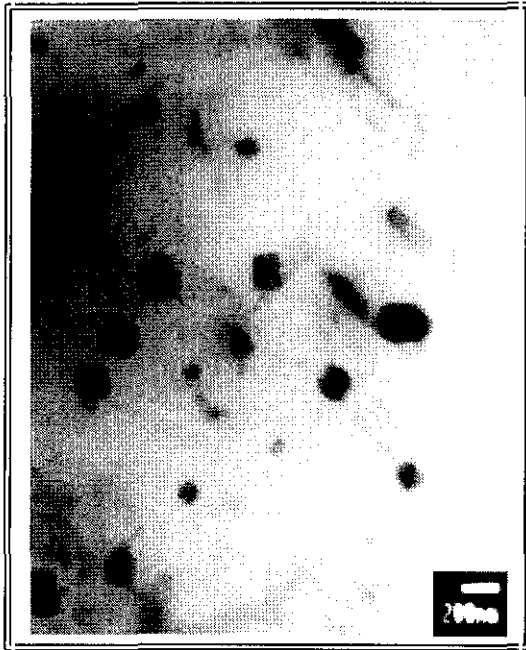


Figura 151.- Imagen TEM de la aleación AA6061 con tratamiento térmico de recocido, donde se observan pequeños precipitados de Al-Fe-Cr-Si-Mn.

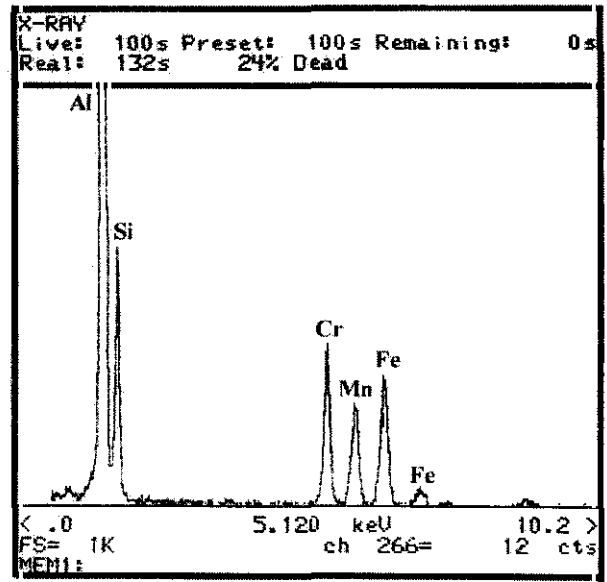


Figura 152.- Análisis EDX de los precipitados de la figura 151.



Figura 153.- Imagen TEM de la aleación AA6061 con tratamiento térmico de recocido, donde se observan precipitados de gran tamaño de SiO₂.

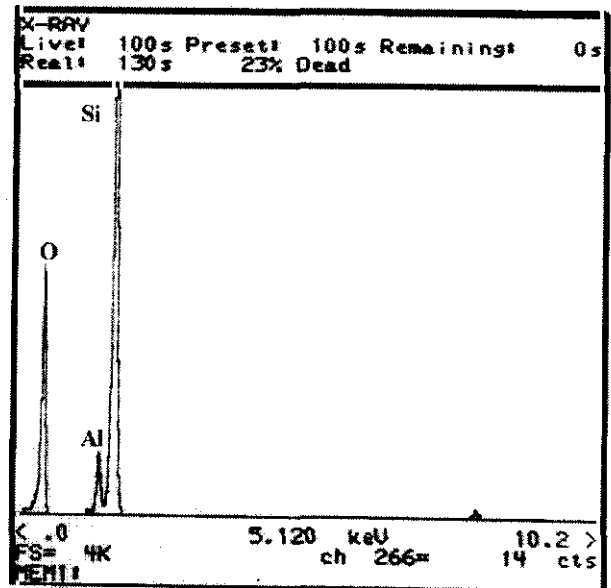


Figura 154.- Análisis EDX del precipitado de SiO₂.

De forma adicional, se observa la aparición de precipitados aciculares de gran tamaño, aproximadamente de 15 μm de largo por 1 μm de espesor (Figura 155 y 156). Los componentes principales de esta nueva fase son magnesio, silicio y oxígeno (Figura 157). Se trata de la fase Mg_2SiO_4 identificada mediante TEM, difractando con un eje de zona $\langle 001 \rangle$ (Figura 158), y presentando una estructura cúbica de espinela, con parámetro de red $a=8.2243 \text{ \AA}$.



Figura 155.- Imagen TEM de la aleación AA6061 con tratamiento térmico de recocido, donde se observan las grandes agujas de Mg_2SiO_4 .



Figura 156.- Imagen TEM de la aleación AA6061 con tratamiento térmico de recocido, donde se observan las grandes agujas de Mg_2SiO_4 .

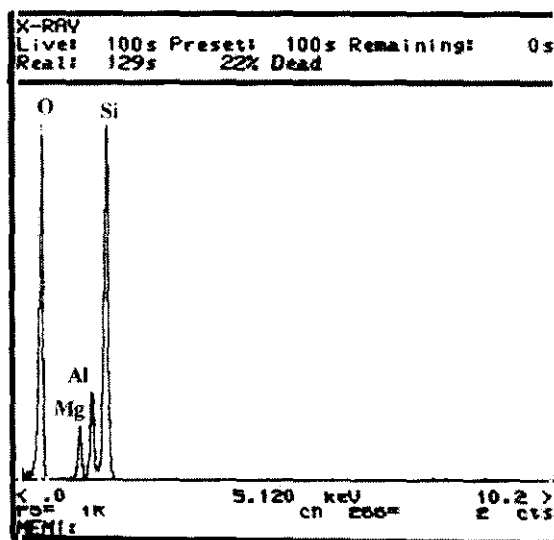


Figura 157.- Análisis EDX del precipitado Mg_2SiO_4 .

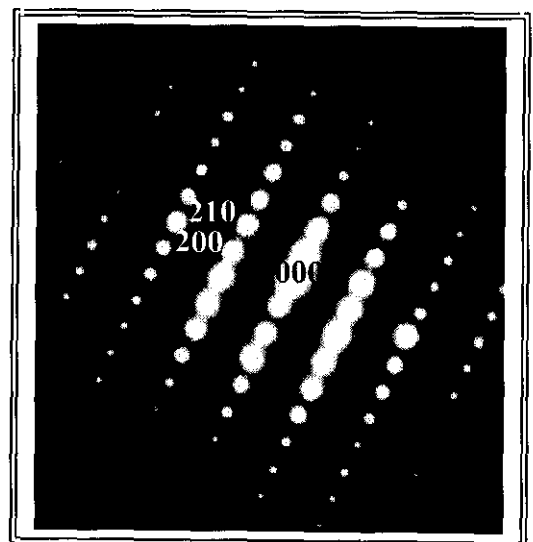


Figura 158.- Difracción de electrones del precipitado Mg_2SiO_4 . Eje de zona $\langle 001 \rangle$.

En esta condición térmica se ha identificado una fase cuaternaria (Figura 159) con forma esférica, de aproximadamente 10 nm de diámetro y los elementos que la componen son Al-Cu-Mg-Si (Figura 160). Se ha identificado como la fase $Al_{1,9}CuMg_{4,1}Si_{3,3}$ con eje de zona $\langle 100 \rangle$ (Figura 161). Esta fase cristaliza en el sistema hexagonal y cuyos parámetros de red son $a=10.3463 \text{ \AA}$ y $c=4.0085 \text{ \AA}$.

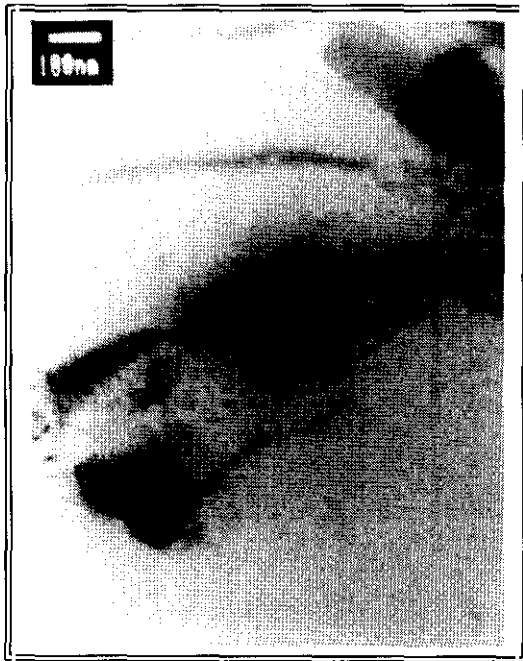


Figura 159.- Imagen TEM de la aleación AA6061 con tratamiento térmico de recocido, donde se observa la fase cuaternaria $Al_{1,9}CuMg_{4,1}Si_{3,3}$.

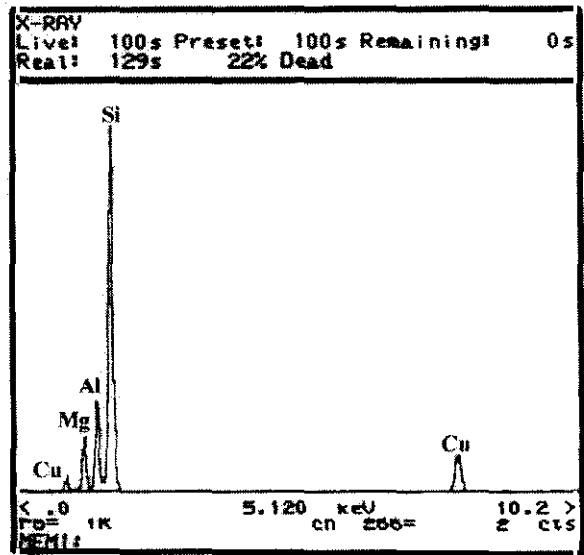


Figura 160.- Análisis EDX del precipitado $Al_{1,9}CuMg_{4,1}Si_{3,3}$.

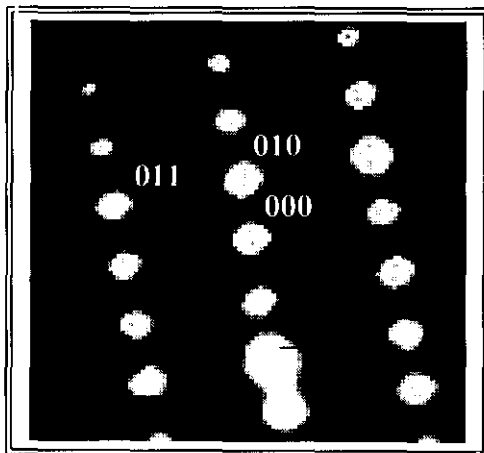


Figura 161.- Difracción de electrones del precipitado $Al_{1,9}CuMg_{4,1}Si_{3,3}$. Eje de zona $\langle 100 \rangle$.

Un compuesto ternario Al-Mg-Cu (Figura 162) aparece en límite de grano de la matriz (Figura 163) y que presenta morfologías hexagonales o aciculares, con tamaños de $3 \mu\text{m}$ (Figura 164), fue identificado como la fase $T-Mg_{32}Al_{47}Cu_7$ en los ejes de zona $\langle 001 \rangle$ (Figura 165) y $\langle 1\bar{1}2 \rangle$ (Figura 166). Su estructura es cúbica con parámetro de red $a=14.3785 \text{ \AA}$. Se trata de una fase formada a $460 \text{ }^\circ\text{C}$ durante un enfriamiento lento, por lo tanto está favorecida su aparición con el

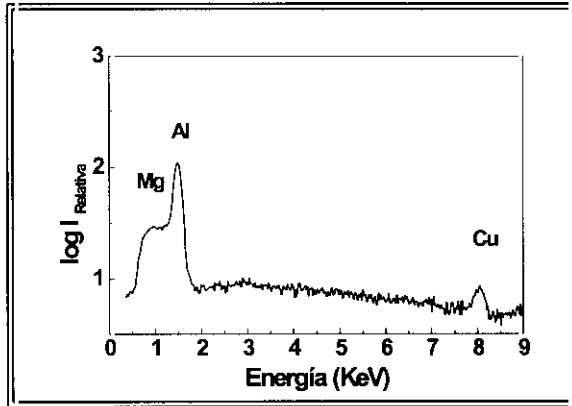


Figura 162.- Análisis EDX del precipitado que aparece en límite de grano en la aleación AA6061 con tratamiento térmico de recocido.



Figura 163.- Imagen SEM de la aleación AA6061 con tratamiento térmico de recocido con precipitados aciculares en límite de grano.



Figura 164.- Imagen TEM de la aleación AA6061 con tratamiento térmico de recocido en cuyos límites de grano aparecen precipitados de $Mg_{32}Al_{47}Cu_7$.

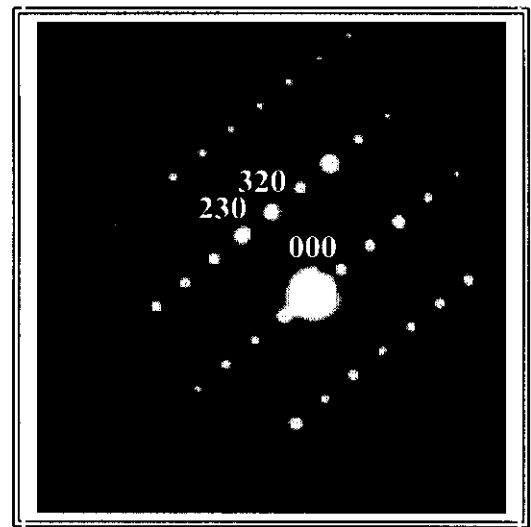


Figura 165.- Difracción de electrones del $Mg_{32}Al_{47}Cu_7$. Eje de zona $\langle 001 \rangle$.

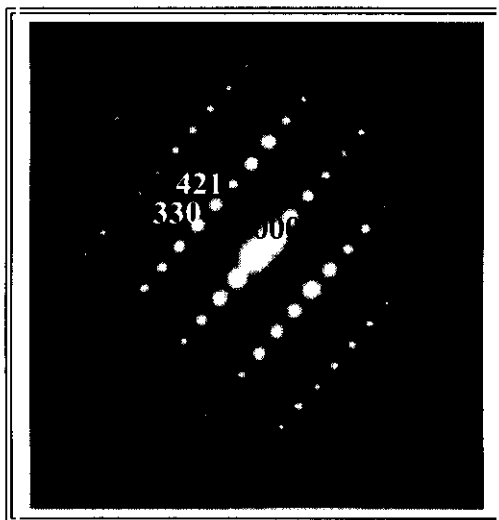


Figura 166.- Difracción de electrones del $Mg_{32}Al_{47}Cu_7$. Eje de zona $\langle 11\bar{2} \rangle$.

tratamiento térmico de recocido aplicado al material.

Se puede concluir, que la aplicación de un tratamiento térmico de recocido, con velocidades de enfriamiento lentas, favorece desde el punto de vista microestructural, la formación de múltiples fases ternarias y cuaternarias, difícilmente obtenidas en condiciones de temple.

IV.2.4.2.2.- MATERIAL COMPUESTO DE LA SERIE 6XXX: W6A10 Y W6A20.

En el material compuesto con tratamiento térmico T6 los productos de reacción interfaciales aparecen en la misma magnitud que en el estado de recepción (T4), sin embargo las fases endurecedoras aumentan en tamaño y en número, respecto al material de partida (Figura 167). Por el contrario, en el caso de los materiales compuestos sometidos a un tratamiento térmico de recocido, se produce un crecimiento en el tamaño de la espinela (Figura 168).



Figura 167.- Imagen SEM del material compuesto W6A10 con tratamiento térmico de recocido, donde se observan tanto espinela como fases endurecedoras de Mg_2Si .

El aumento en la cantidad de espinela fue corroborado mediante difracción de rayos X en la interfase refuerzo/matriz, comparando para un mismo material compuesto, en este caso

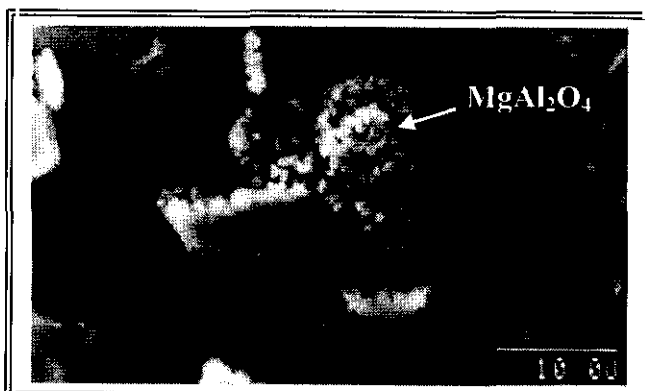


Figura 168.- Imagen SEM del material compuesto W6A20 con tratamiento térmico de recocido, donde se observa el crecimiento de la espinela.

el W6A10, el difractograma obtenido en estado de recepción (Figura 90), con el obtenido en la condición térmica de recocido (Figura 169). La intensidad relativa de los picos identificativos la espinela $MgAl_2O_4$, es mayor para el caso del estado de recocido.

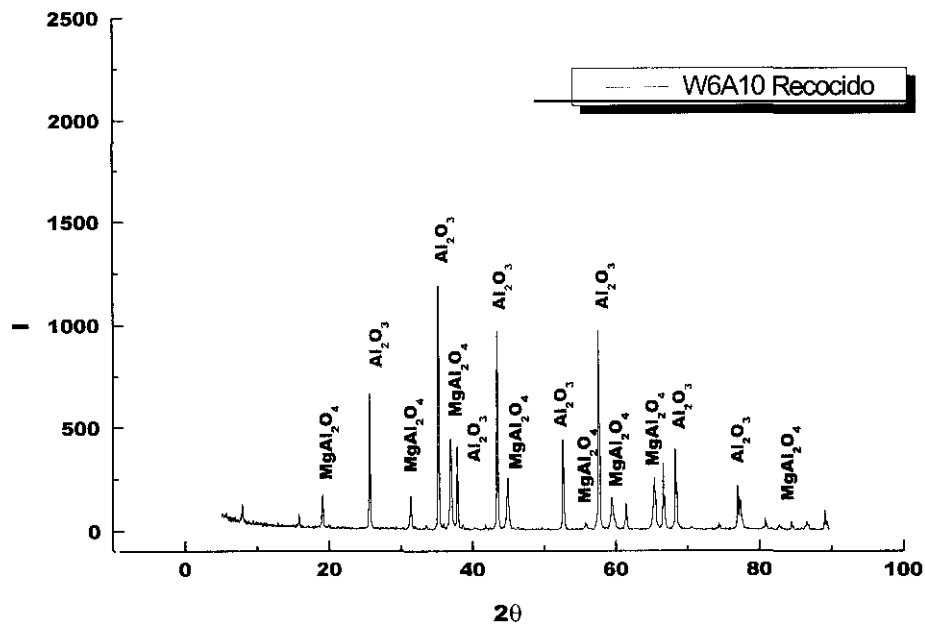


Figura 169.- Difracción de rayos X, en la zona interfacial refuerzo/matriz, del material compuesto W6A10 con tratamiento térmico de recocido, donde son identificadas Al_2O_3 y $MgAl_2O_4$.

IV.2.4.2.3.- AA7020 SIN REFORZAR.

Algunas de las fases cristalinas ya identificadas en el estado de recepción, como son los compuestos de Al-Fe-Si o Al-Fe, son observadas también en el estado térmico de recocido (Figura 170).



Figura 170.- Imagen SEM de la aleación AA7020 con tratamiento térmico de recocido, donde se detectan precipitados de Al-Fe y Al-Fe-Si.

La fase endurecedora en esta aleación fue identificada en esta condición térmica, mediante TEM, asociada a otros compuestos (Figura 171). El precipitado constituido por Zn-Mg (Figura 172), fue identificado en el eje de zona $\langle 211 \rangle$ (Figura 173) como la fase $Mg_{102}Zn_{39}$. Se trata de una estructura ortorrómbica con parámetros de red $a=14.0823 \text{ \AA}$, $b=14.4841 \text{ \AA}$, $c=14.0302 \text{ \AA}$.



Figura 171.- Imagen TEM de la aleación AA7020 con tratamiento térmico de recocido, donde se observan precipitados de $Mg_{102}Zn_{39}$ en limite de grano.

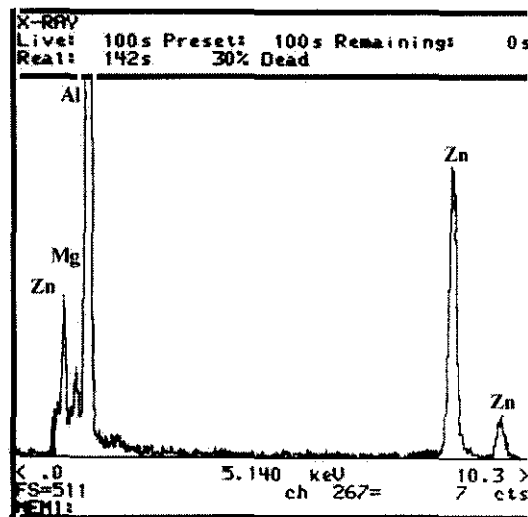


Figura 172.- Análisis EDX del precipitado de pequeño tamaño de $Mg_{102}Zn_{39}$

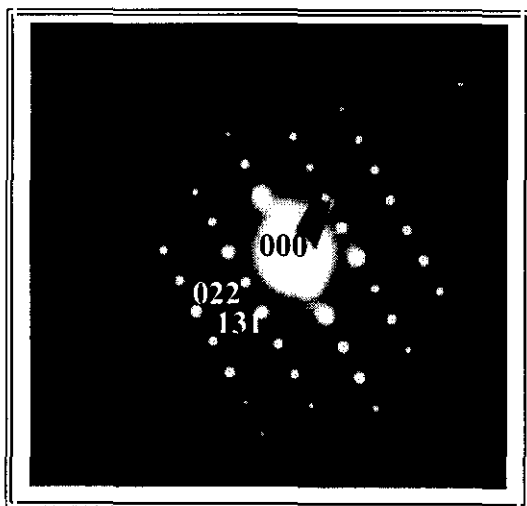


Figura 173.- Difracción de electrones sobre el precipitado de $Mg_{102}Zn_{39}$ Eje de zona $\langle 211 \rangle$.

Asociada a esta fase, se observa otra con alto contenido en cromo (Figura 174) y cuya difracción con eje de zona $\langle 010 \rangle$ (Figura 175) permitió su identificación, como la fase $Al_{13}Cr_2$. Se trata de una estructura monoclinica con parámetros de red $a=25.1957 \text{ \AA}$, $b=7.5744 \text{ \AA}$, $c=10.949 \text{ \AA}$ y $\beta=128.711^\circ$.

Por último fue identificada una fase ternaria de 250 nm de longitud (Figura 176) formada por Al-Mg-Zn

(Figura 177). Fue identificada, mediante la difracción de electrones con eje de zona $\langle 1T3 \rangle$ (Figura 178), como la fase $Mg_{32}(Al,Zn)_{49}$. Presenta una estructura cúbica con parámetro de red $a=14.2131 \text{ \AA}$.

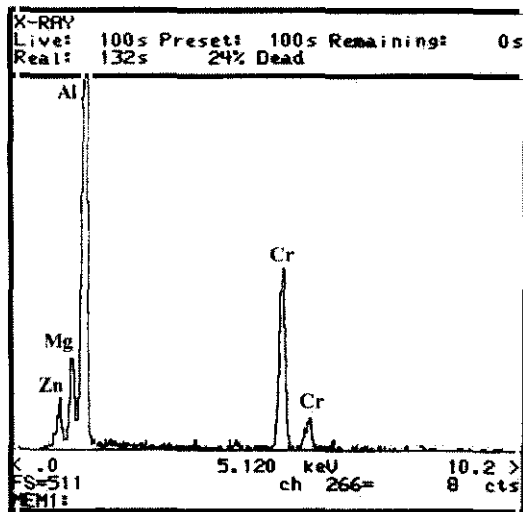


Figura 174.- Análisis EDX de los precipitados de $Al_{13}Cr_2$.

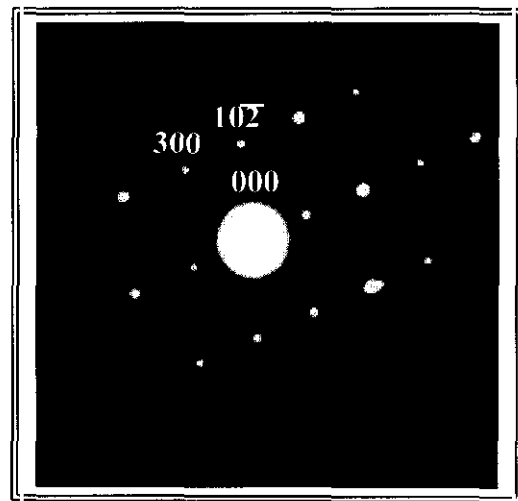


Figura 175.- Difracción de electrones sobre el precipitado de $Al_{13}Cr_2$. Eje de zona $\langle 010 \rangle$.



Figura 176.- Imagen TEM de la aleación AA7020 con tratamiento de recocido, donde se observa el precipitado $Mg_{32}(Al,Zn)_{49}$.

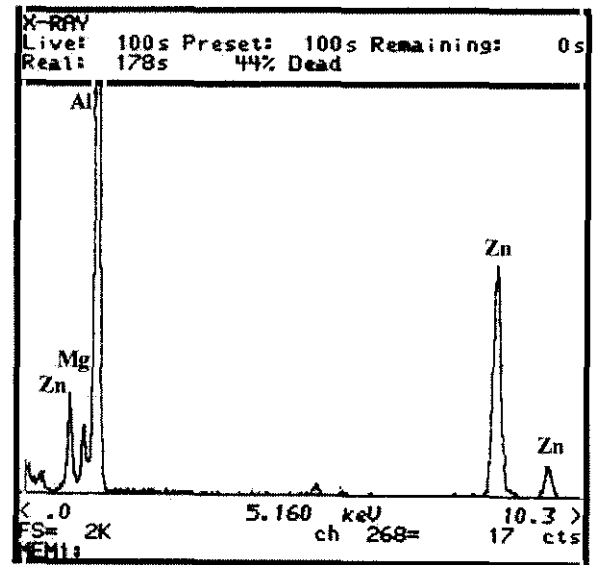


Figura 177.- Análisis EDX del precipitado $Mg_{32}(Al,Zn)_{49}$.

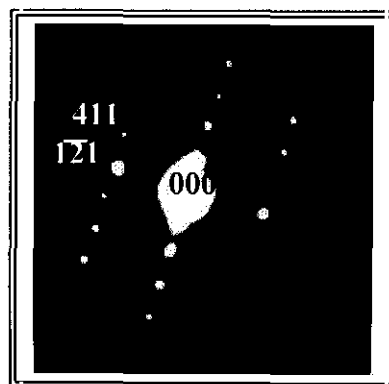


Figura 178.- Difracción de electrones del precipitado $Mg_{32}(Al,Zn)_{49}$. Eje de zona $\langle 11\bar{3} \rangle$.

IV.2.4.2.4.- MATERIAL COMPUESTO DE LA SERIE 7XXX: W7A10.

En el material compuesto con tratamiento térmico de recocido, los productos interfaciales de reacción (espinela) sufren un aumento de tamaño (Figura 179) respecto al material en estado de recepción (T6). Sin embargo este aumento no fue corroborado mediante difracción de rayos X, en la interfase refuerzo/matriz, ya que la intensidad relativa de los picos identificativos la espinela $MgAl_2O_4$, son prácticamente iguales para el caso del estado de recocido (Figura 180) y el tratamiento térmico T6 (Figura 128).



Figura 179.- Imagen SEM del material compuesto W7A10 recocido, en cuya interfase refuerzo/matriz se observa un crecimiento de la espinela.

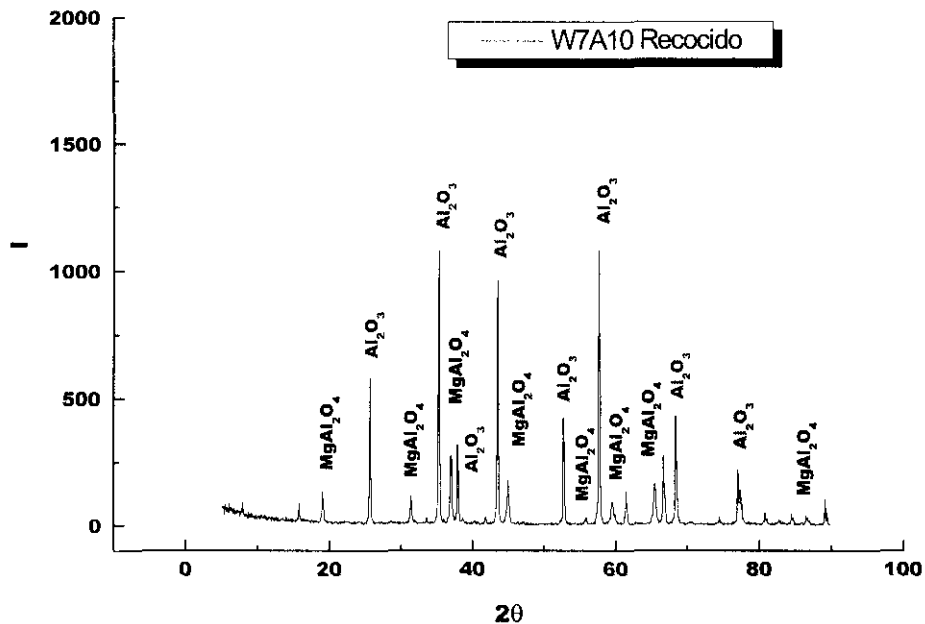


Figura 180.- Difracción de rayos X, en la zona interfacial refuerzo/matriz, del material compuesto W7A10 con tratamiento térmico de recocido, donde son identificadas Al_2O_3 y $MgAl_2O_4$.

En la matriz del material compuesto con tratamiento de recocido, hay que destacar la aparición de compuesto con un tamaño de $1 \mu m$ (Figura 181 y 182), y no asociado a la interfase refuerzo/matriz.

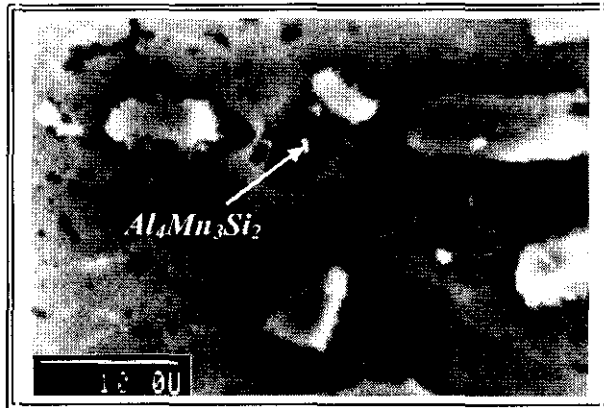


Figura 181.- Imagen SEM del material compuesto W7A10 en estado de recocido, y en cuya matriz aparecen pequeños precipitados de $Al_4Mn_3Si_2$.

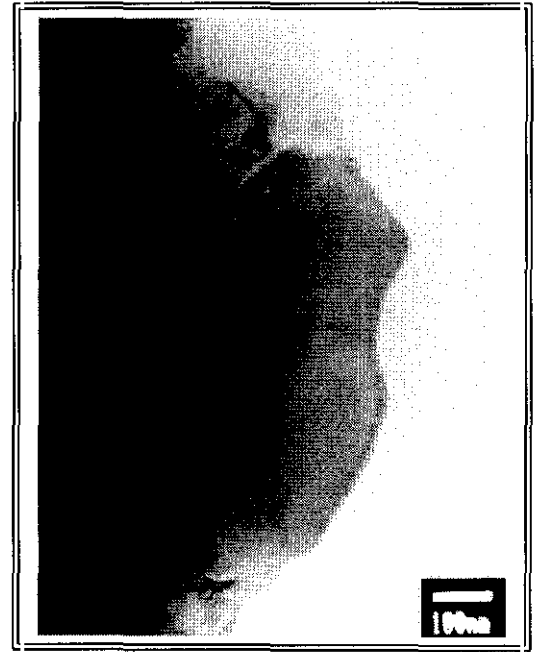


Figura 182.- Imagen TEM del material compuesto W7A10 en estado de recocido. Morfología de los precipitados $Al_4Mn_3Si_2$.

Se trata de una fase ternaria con componentes como el aluminio, magnesio y silicio (Figura 183). Pudo ser identificada mediante ED, con eje de zona $\langle 010 \rangle$ como la fase $Al_4Mn_3Si_2$ (Figura 184). Este compuesto posee una estructura ortorrómbica con parámetros de red $a=7.9032 \text{ \AA}$ $b=4.5324 \text{ \AA}$ y $c=8.4998 \text{ \AA}$ y una ordenación atómica tipo $TiSi_2$.

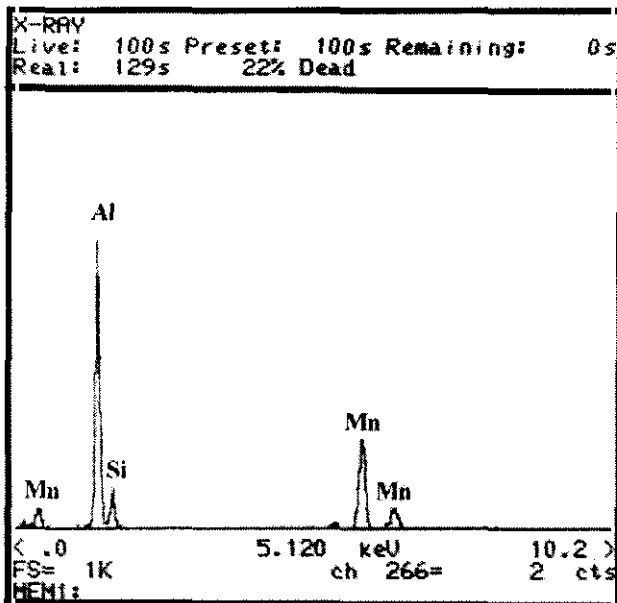


Figura 183.- Análisis EDX de los precipitados marcados en la figura 181 y 182.

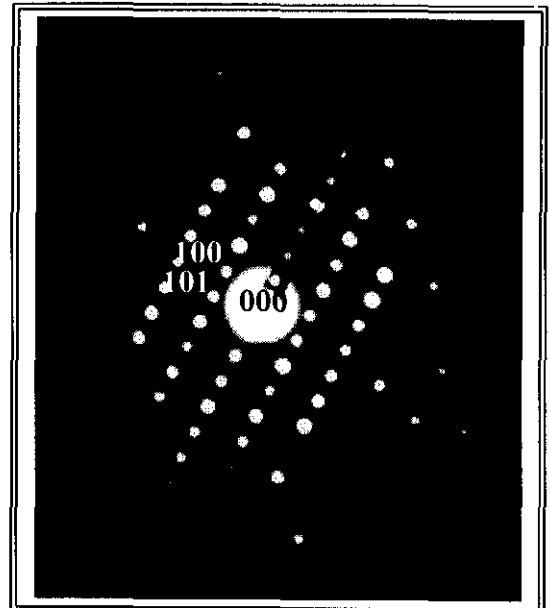


Figura 184.- Difracción de electrones del precipitado $Al_4Mn_3Si_2$. Eje de zona $\langle 010 \rangle$.

Por último fueron observados (Figura 185) cristales de silicio (Figura 186), asociados a zonas con alto contenido en hierro (Figura 187). La estructura tetragonal con parámetros de red $a=8.613 \text{ \AA}$ y $c=7.5032 \text{ \AA}$, que poseen estos cristales fue identificada mediante ED con eje de zona $\langle 10\bar{3} \rangle$ (Figura 188).

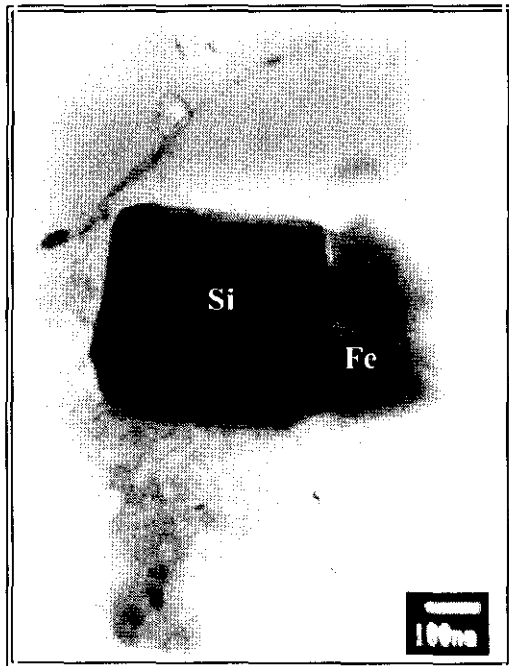


Figura 185.- Imagen TEM del material compuesto W7A10 en estado de recocido, donde se puede observa un cristal de silicio, asociado a zonas de alto contenido en hierro.

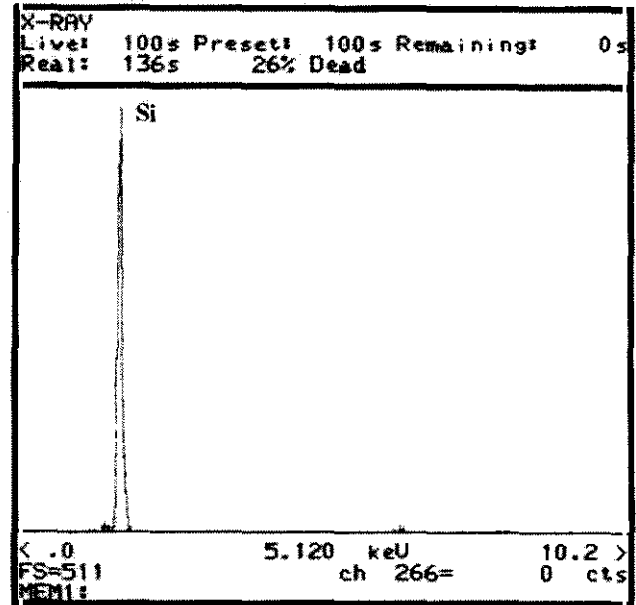


Figura 186.- Análisis EDX del cristal de silicio.

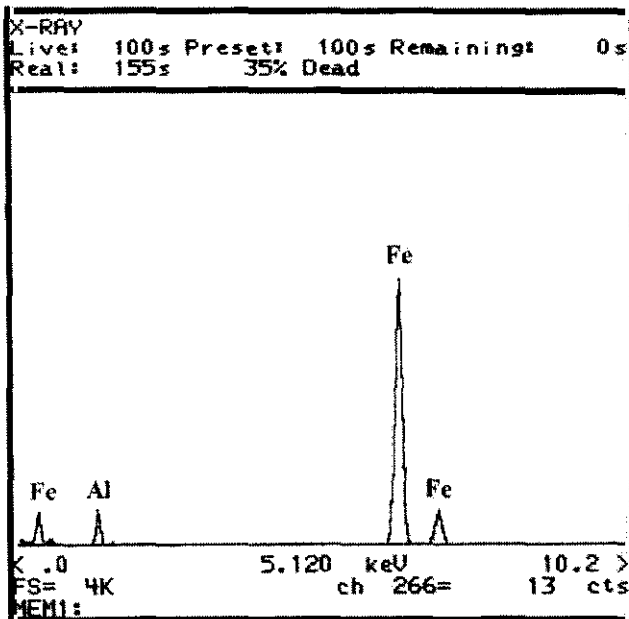


Figura 187.- Análisis EDX de la zona rica en hierro alrededor del cristal de silicio.

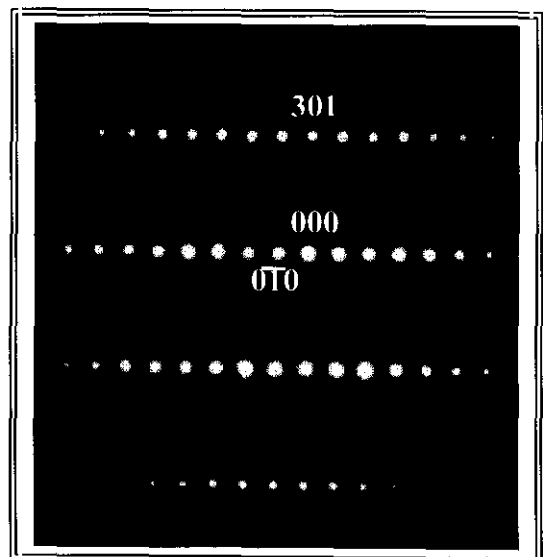


Figura 188.- Difracción de electrones del cristal de silicio. Eje de zona $\langle 10\bar{3} \rangle$.

IV.3.- CARACTERIZACIÓN MECÁNICA.

Antes de pasar a discutir los resultados obtenidos tras la realización de los ensayos mecánicos, hay que tener en cuenta que, el magnesio es el elemento directamente responsable de las propiedades mecánicas de estos materiales, ya que forman las fases endurecedoras Mg_2Si , en la serie 6XXX y $MgZn_2$ en la 7XXX.

Como vimos la composición nominal real de Mg en estos materiales compuestos era menor que el de los materiales sin reforzar. Debido a lo cual, podemos presuponer que la máxima capacidad de endurecimiento en los materiales compuestos será menor que la de los materiales base. Además hay que tener en cuenta la posible pérdida de este elemento en los materiales reforzados, por reacción con las partículas de Al_2O_3 , con la consiguiente formación de la espinela $MgAl_2O_4$, que puede disminuir aún más la capacidad de endurecimiento de la matriz.

IV.3.1.- ENSAYOS DE TRACCIÓN.

Una vez realizado el estudio microestructural, se llevaron a cabo ensayos mecánicos sobre todos los materiales y para las diferentes condiciones térmicas, con el fin de determinar la influencia del refuerzo y de las fases existentes, en las propiedades mecánicas. Así mismo, se ha realizado un estudio a cerca de los posibles mecanismos de fractura, tanto en materiales base como reforzados.

En las figuras 189 y 190 se muestran las gráficas resumen, obtenidas durante el ensayo, para los materiales de la serie 6XXX y 7XXX, respectivamente.

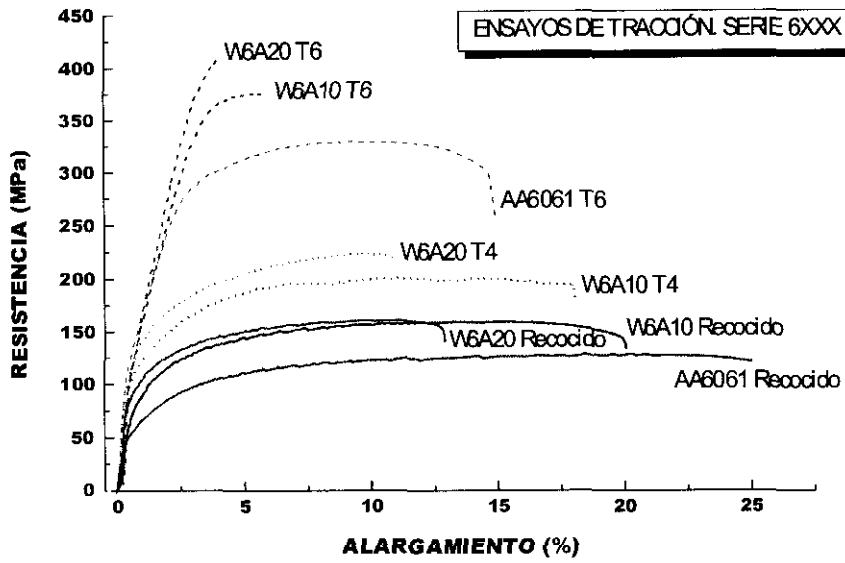


Figura 189.- Gráficas de tracción de los materiales compuestos y matrices sin reforzar, de la serie 6XXX.

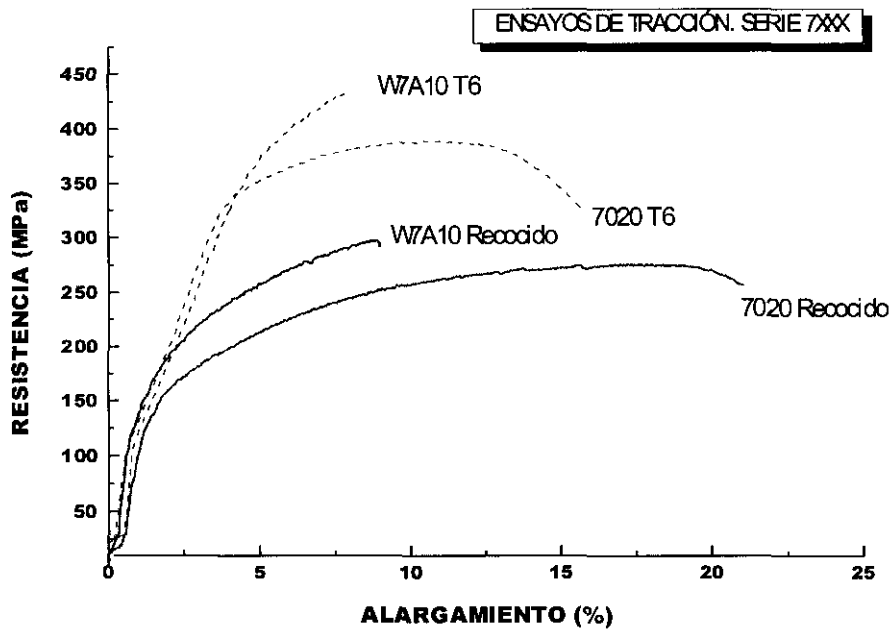


Figura 190.- Gráficas de tracción de los materiales compuestos y matrices sin reforzar, de la serie 7XXX.

Los resultados obtenidos, tras la realización de los ensayos de tracción, se muestran en la Tabla XXII, en la que se recogen valores de resistencia a la tracción, límite elástico y alargamiento a rotura.

Tabla XXII.- Propiedades mecánicas a la tracción obtenidas, para los materiales de la series 6XXX y 7XXX, en función del tratamiento térmico aplicado.

Material		T. Térmico	Resistencia Máxima (MPa)	Límite Elástico (0.2%) (MPa)	Alargamiento (%)
Matriz	Refuerzo				
AA6061	Sin Refuerzo	T6	330	270	15
		Recocido	127	76	25
	10% Al ₂ O ₃	T6	375	330	6
		T4	199	120	18
	20% Al ₂ O ₃	Recocido	156	95	20
		T6	408	375	4
AA7020	Sin Refuerzo	T4	224	162	11
		Recocido	160	96	13
	10% Al ₂ O ₃	T6	387	337	16
		Recocido	276	160	21
AA7005	10% Al ₂ O ₃	T6	432	372	8
		Recocido	297	208	9

De los datos obtenidos deduciremos el comportamiento de los materiales. Por una parte, comprobamos como la resistencia del MMC aumenta con el porcentaje en refuerzo, aunque la mejora más importante se obtiene en el límite elástico de dichos materiales. La influencia del porcentaje en refuerzo y del tratamiento térmico aplicado puede observarse en las variaciones en resistencias máximas (Figura 191), límites elásticos (Figura 192) y alargamientos (Figura 193).

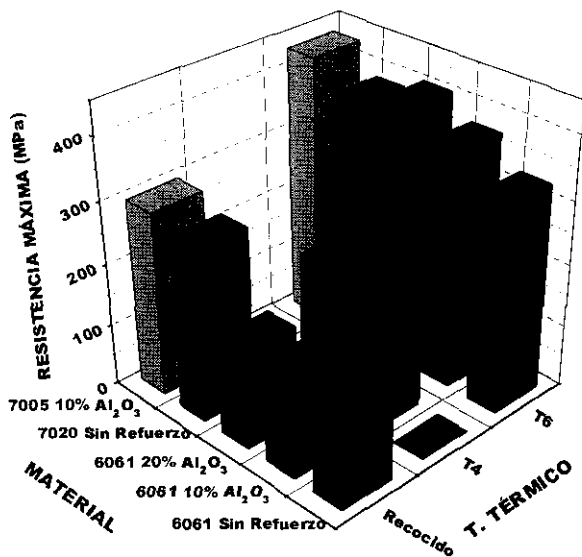


Figura 191.- Gráfica resumen de los valores de resistencia máxima, para todos los materiales ensayados, en función del tratamiento térmico aplicado.

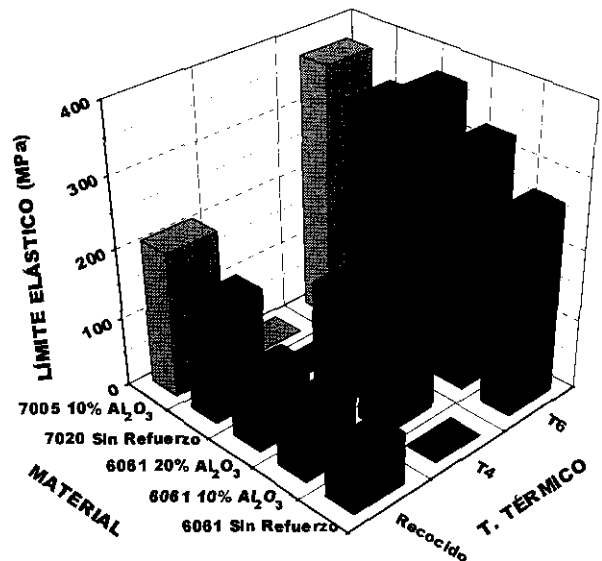


Figura 192.- Gráfica resumen de los valores de límite elástico, para todos los materiales ensayados, en función del tratamiento térmico aplicado.

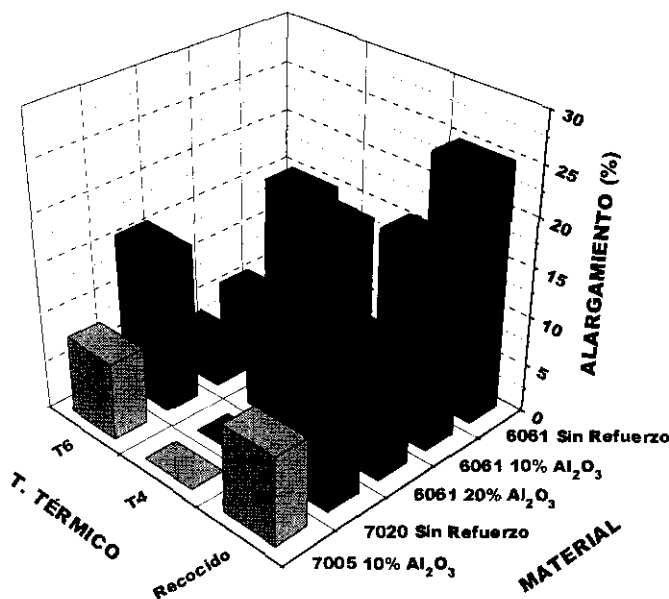


Figura 193.- Gráfica resumen de los valores de alargamiento, para todos los materiales ensayados, en función del tratamiento térmico aplicado.

En el caso del tratamiento térmico T6, en la serie 6XXX, se produce un aumento del 15% en la resistencia de la aleación reforzada con un 10% de Al₂O₃ y hasta un 26% en la reforzada con un 20%. Por otro lado en la serie 7XXX, el aumento en los valores de resistencia es de un 12%.

En cuanto al límite elástico en la misma condición térmica, las mejoras son del orden del 20% y 40% respectivamente, en la serie 6XXX, y del 33% en la 7XXX. Como contrapartida la ductilidad de los materiales disminuye con el aumento en el porcentaje de refuerzo, reduciéndose un 40% y un 70% respectivamente, en la serie 6XXX y un 50% en la 7XXX.

Con respecto al tratamiento térmico de recocido, las resistencias máximas aumentan en la serie 6XXX un 26% para ambos materiales compuestos y un 8% en el caso de la serie 7XXX. En lo referente al límite elástico, la serie 6XXX sufre un aumento del 26% igual para el material reforzado con el 10% o con un 20% en Al_2O_3 . Sin embargo en la serie 7XXX se produce un gran aumento, que llega a alcanzar el 30%. De nuevo la ductilidad disminuye al aumentar el porcentaje de refuerzo, un 20% para la W6A10 y hasta un 48% para la W6A20. El material compuesto W7A10 disminuye un 57% su alargamiento, respecto a su matriz sin reforzar.

Con estos resultados podemos decir que la transferencia de carga entre matriz y refuerzo es efectiva, y por ello la resistencia interfacial y la existencia de la espinela MgAl_2O_4 , ya corroborada mediante microscopía electrónica y difracción de rayos X, no parece tener influencia negativa en la resistencia del material compuesto, ya que los valores mecánicos no disminuyen con el aumento del porcentaje de refuerzo⁽²⁴⁴⁾.

IV.3.1.1.- Estudio Fractográfico.

Se estudiaron las superficies de fractura de las probetas ensayadas a tracción para los diferentes tratamientos térmicos, con objeto de determinar el posible mecanismo o mecanismos que intervienen durante el proceso de fractura de los materiales compuestos.

IV.3.1.1.1.- SERIE 6XXX.

La superficie de fractura de la aleación AA6061 sin refuerzo con un envejecimiento artificial T6 (estado de recepción) (Figura 194) muestra microhuecos formados por coalescencia de defectos durante el proceso de fractura, presentando por lo tanto, una superficie de fractura típicamente dúctil. El tamaño de estos microhuecos pone de manifiesto el estado de máxima resistencia de la aleación, apareciendo pequeñas zonas de fractura frágil por clivaje (Figura 195), en alguna de las cuales se detectó la presencia de intermetálicos (Figura 196), identificados como la fase endurecedora Mg_2Si (Figura 197).

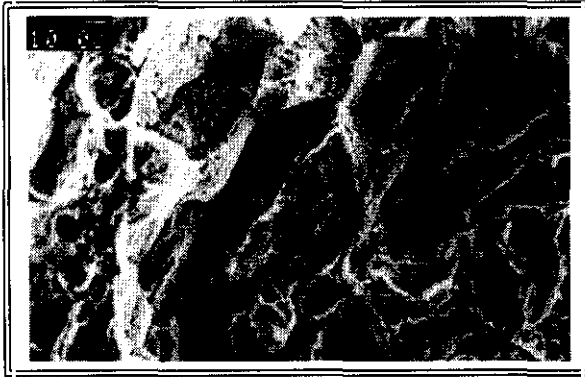


Figura 194.- Superficie de fractura dúctil de la aleación AA6061 en estado de recepción (T6).

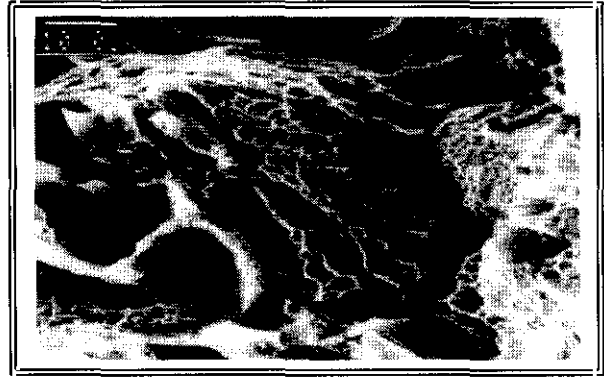


Figura 195.- Superficie de fractura dúctil con pequeñas zonas de fractura frágil por clivaje, de la aleación AA6061 en estado de recepción (T6).

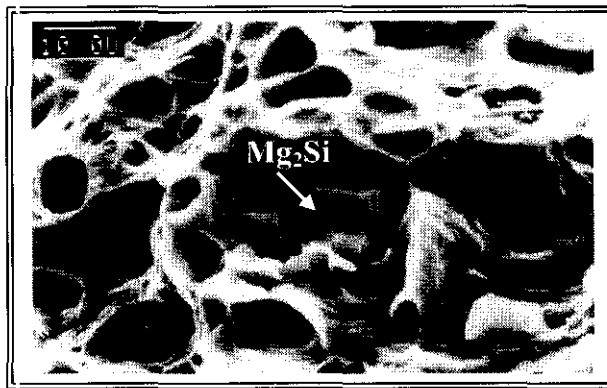


Figura 196.- Superficie de fractura de la aleación AA6061 en estado de recepción (T6), con presencia del intermetálico Mg_2Si .

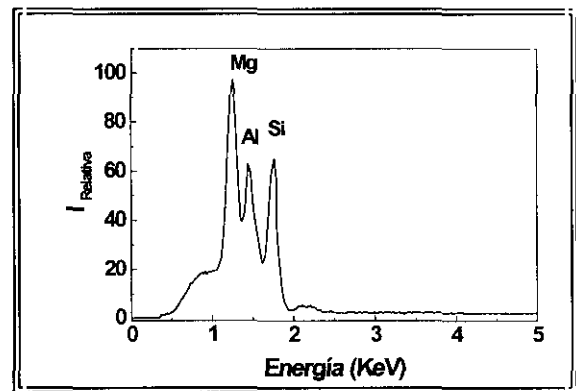


Figura 197.- Análisis EDX del intermetálico Mg_2Si , marcado en la figura 196.

Si observamos las superficies de fractura de los materiales compuestos reforzados con el 10 % (Figura 198) y 20 % (Figura 199) de Al_2O_3 , se puede apreciar claramente una modificación en el mecanismo de fractura.

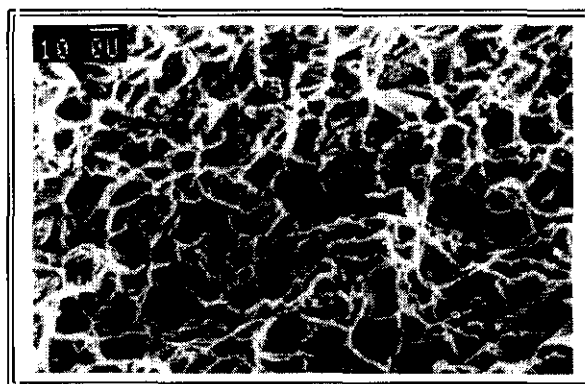


Figura 198.- Superficie de fractura del material compuesto W6A10 en condición térmica T6.

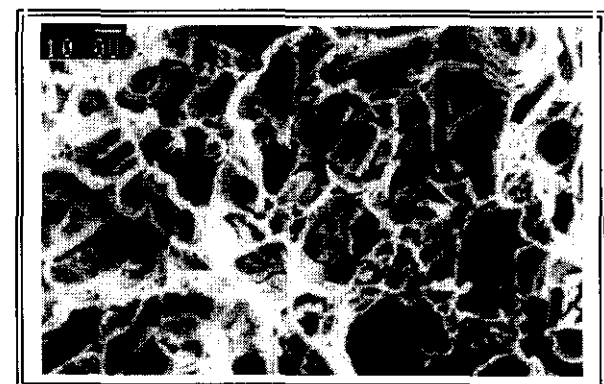


Figura 199.- Superficie de fractura del material compuesto W6A20 en condición térmica T6.

En los dos materiales compuestos, y en el estado T6, se reduce considerablemente la ductilidad, ya que se presentan pocas zonas dúctiles, asociadas a un modo de fractura por microhuecos (Figura 200). Además, la existencia de grandes zonas asociadas a una rotura intergranular (Figuras 201 y 202), coincide con la presencia de partículas de refuerzo. Los grandes huecos presentes en estas superficies, ponen de manifiesto una posible descohesión de la interfase matriz/refuerzo, provocándose ésta, en la zona externa de la espinela, es decir, se produce el fallo en la zona matriz/espinela y no en la zona espinela/partícula (Figura 203). También aparecen partículas rotas debido a la transmisión del esfuerzo (Figura 204).



Figura 200.- Superficie de fractura del material compuesto W6A10 en condición térmica T6, en la que se observan pequeñas zonas de fractura dúctil.

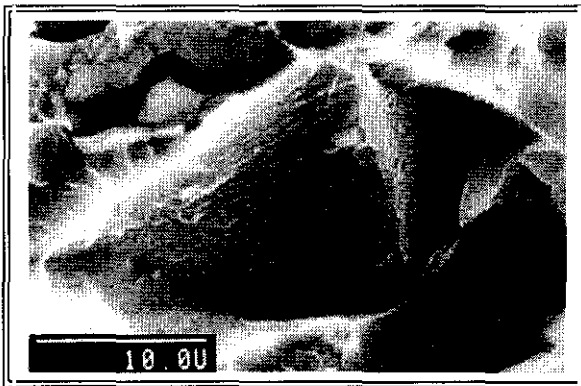


Figura 201.- Superficie de fractura del material compuesto W6A10 en condición térmica T6. Rotura intergranular.

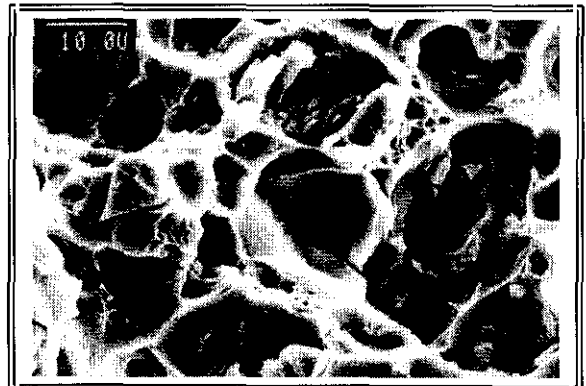


Figura 202.- Superficie de fractura del material compuesto W6A20 en condición térmica T6. Rotura intergranular.

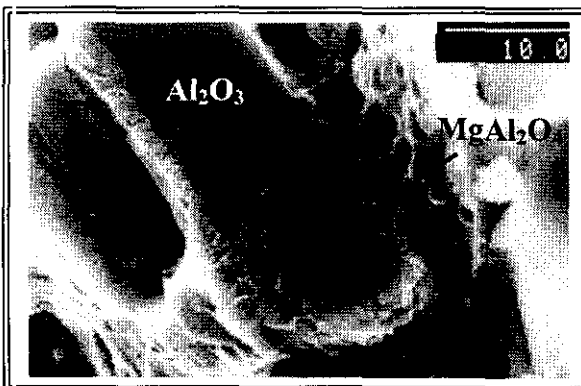


Figura 203.- Superficie de fractura del material compuesto W6A20 en condición térmica T6. Rotura en la interfase $MgAl_2O_4$ /matriz.

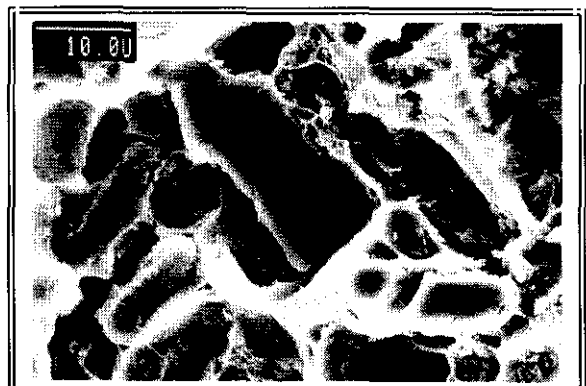


Figura 204.- Superficie de fractura del material compuesto W6A20 en condición térmica T6. Rotura por clivaje de partículas de refuerzo.

Si comparamos la superficie de fractura de los materiales compuestos en el estado recocido, se aprecia una diferencia importante en el tamaño de los huecos nucleados durante el proceso de fractura, siendo de estos de mayor tamaño en el caso del material reforzado con el 20 % (Figura 205) que los del reforzado con el 10 % (Figura 206) y coincidiendo el tamaño medio de estos, con el tamaño de las partículas de Al_2O_3 en cada material. Lo mismo se observa en el estado de recepción (T4) para ambos materiales (Figuras 207 y 208).



Figura 205.- Superficie de fractura del material compuesto W6A20, con tratamiento térmico de recocido.

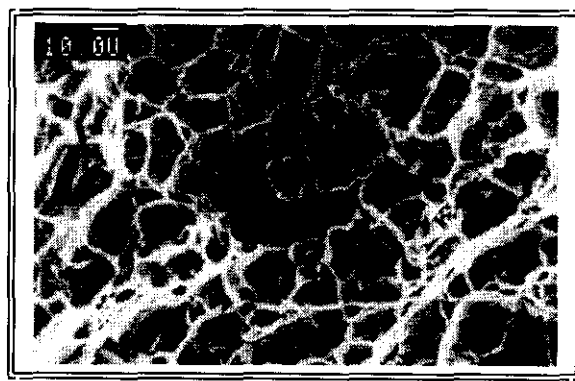


Figura 206.- Superficie de fractura del material compuesto W6A10, con tratamiento térmico de recocido.



Figura 207.- Superficie de fractura del material compuesto W6A20, en estado de recepción (T4).



Figura 208.- Superficie de fractura del material compuesto W6A10, en estado de recepción (T4).

Para la aleación AA6061 sin reforzar y en estado de recocido también se observa un aumento de la ductilidad en su superficie de fractura (Figura 209).

Todo lo expuesto pone en evidencia, una vez más, la importancia de la acumulación de fallo en la proximidad de la interfase partícula/matriz, que hace que una vez creado el defecto, éste rodee con gran rapidez a la partícula y se obtenga esa superficie de fractura

con grandes huecos y la presencia de zonas con bandas de deformación plástica, alrededor de estos huecos (Figura 210).

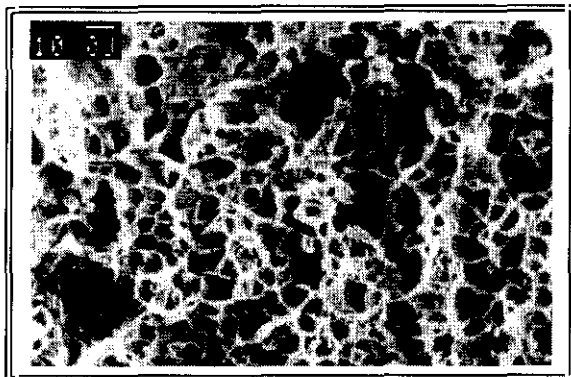


Figura 209.- Superficie de fractura de la aleación AA6061 sin reforzar, en estado de recocido.

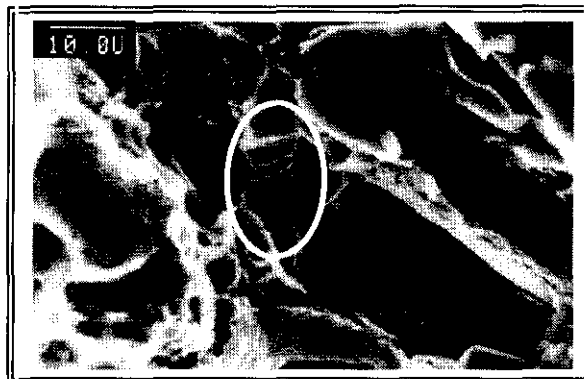


Figura 210.- Superficie de fractura del material compuesto W6A20, en estado de recepción (T4).

IV.3.1.1.2.- SERIE 7XXX.

La superficie de fractura de la aleación AA7020 sin refuerzo con un envejecimiento artificial T6 (estado de recepción) (Figura 211) es una superficie de fractura típicamente dúctil, similar a la que presentaba la aleación AA6061 sin reforzar. El tamaño de los microhuecos pone de manifiesto el estado de máxima resistencia de la aleación, apareciendo pequeñas zonas de fractura frágil por clivaje asociadas a la presencia de intermetálicos (Figuras 212 y 213), identificados como la fase endurecedora $MgZn_2$ (Figura 214).

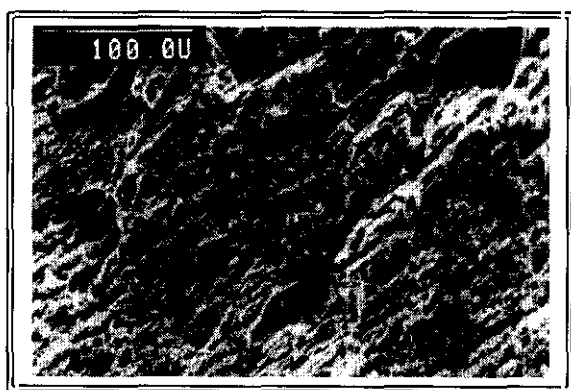


Figura 211.- Superficie de fractura de la aleación AA7020 en estado de recepción (T6).
Rotura dúctil.

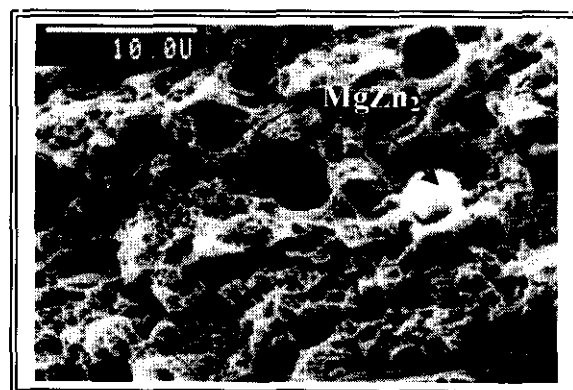


Figura 212.- Superficie de fractura de la aleación AA7020 en estado de recepción (T6), con presencia del intermetálico $MgZn_2$.

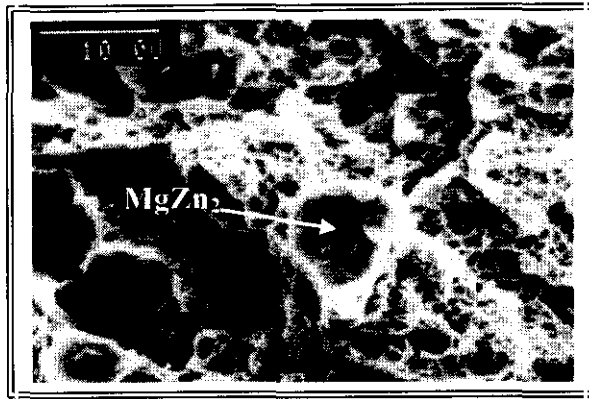


Figura 213.- Superficie de fractura de la aleación AA7020 en estado de recepción (T6), con presencia del intermetálico MgZn₂.

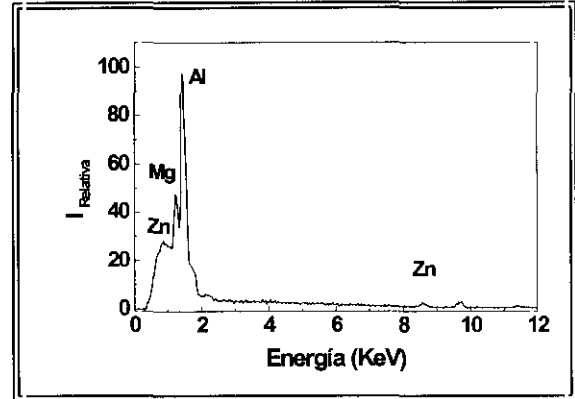


Figura 214.- Análisis EDX del intermetálico MgZn₂, que aparecen en las figuras 212 y 213.

Observando la superficie de fractura del material compuesto reforzado con el 10 % de Al₂O₃ (Figura 215), se puede apreciar nuevamente, una modificación en el mecanismo de fractura, reduciéndose la ductilidad y existiendo zonas de rotura por clivaje en zonas de partículas de Al₂O₃ (Figura 216).

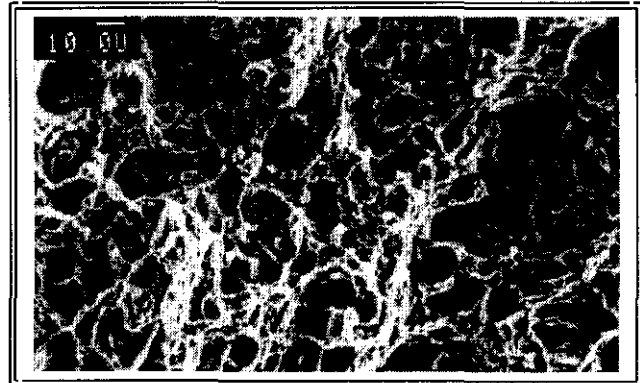


Figura 215.- Superficie de fractura del material compuesto W7A10 en estado de recepción (T6).

En esta serie también los grandes huecos presentes en las superficies de fractura, evidencian una descohesión de la interfase matriz/refuerzo, de forma puntual en la zona matriz/espinela.

En algunas zonas se puede observar como la espinela se ha separado de la matriz y no de la partícula de refuerzo durante el proceso de rotura (Figura 217).

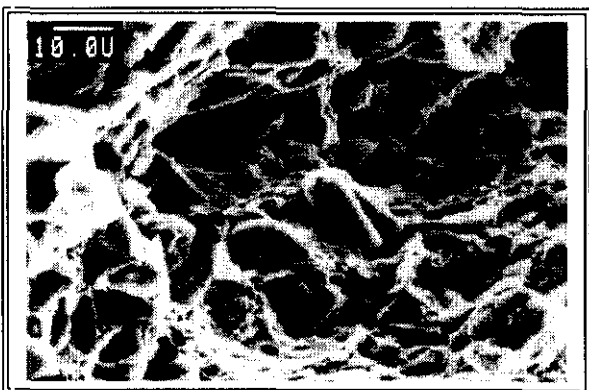


Figura 216.- Superficie de fractura del material compuesto W7A10 en estado de recepción (T6), donde se observan zonas de rotura por clivaje.

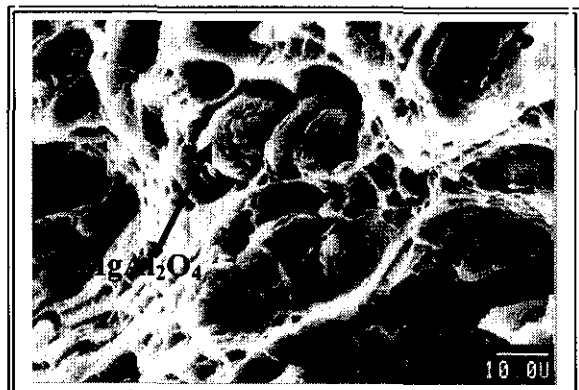


Figura 217.- Superficie de fractura del material compuesto W7A10 en estado de recepción (T6). Rotura en la interfase MgAl₂O₄/matriz.

Si comparamos la superficie de fractura de estos materiales en el estado recocido, se aprecia una diferencia importante en el tamaño de los huecos nucleados durante el proceso de fractura, lo que viene dado por un aumento en la ductilidad tanto del material sin reforzar (Figura 218) como del material compuesto (Figura 219).

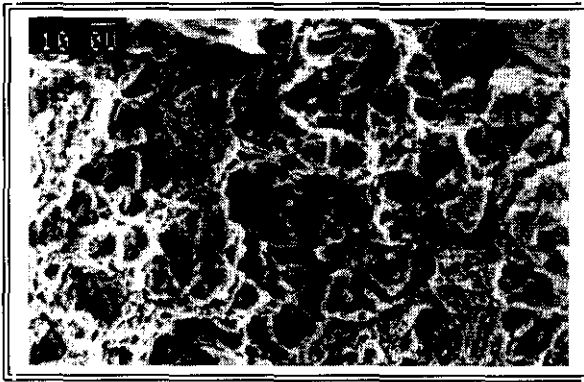


Figura 218.- Superficie de fractura de la aleación AA7020, con tratamiento térmico de recocido.

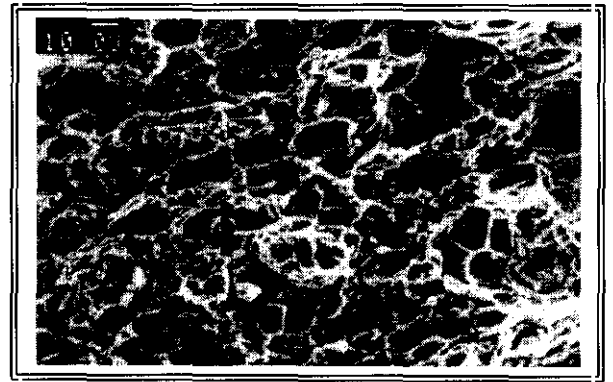


Figura 219.- Superficie de fractura del material compuesto W7A10, en estado de recocido.

Además, como ocurría en el estado de recepción (T6), en el estado de recocido aparecen de forma esporádica, zonas de rotura asociadas a la presencia de intermetálicos (Figuras 220 y 221).

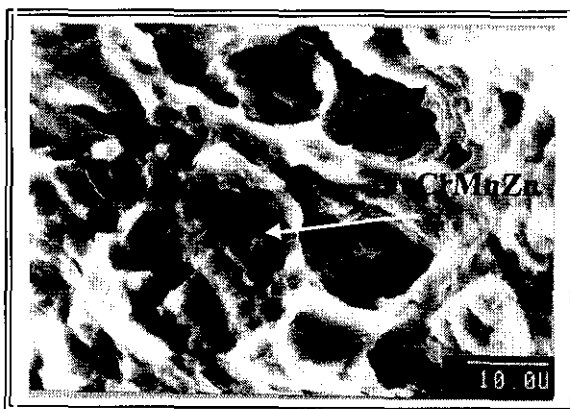


Figura 220.- Superficie de fractura del material compuesto W7A10, con tratamiento térmico de recocido, con rotura frágil asociada a intermetálicos.

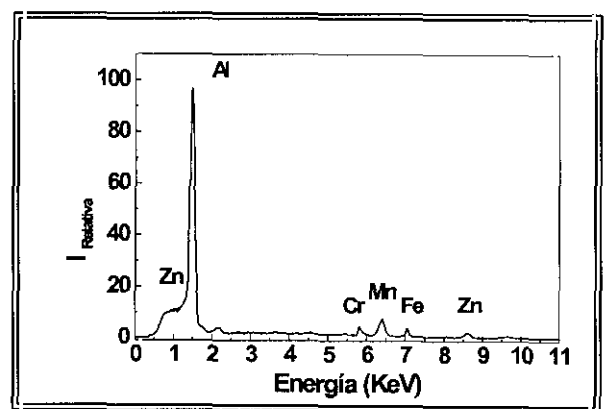


Figura 221.- Análisis EDX del intermetálico que aparece en la figura 220.

IV.3.2.- ENSAYOS DE FLEXIÓN.

Se realizaron ensayos de flexión, con el fin complementar los datos mecánicos obtenidos en tracción y comprobar diferencias de comportamiento entre un ensayo y otro influenciados por la presencia del refuerzo. Las gráficas máquina obtenidas en los ensayos de flexión se muestran en las figuras 222 y 223, para los materiales de las series 6XXX y 7XXX, respectivamente.

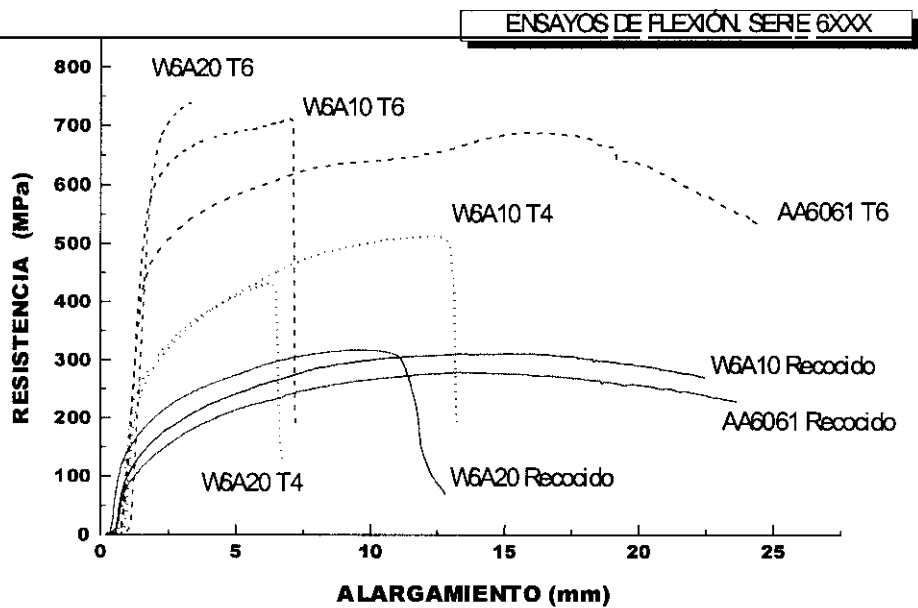


Figura 222.- Gráficas de flexión de los materiales compuestos y matrices sin reforzar, de la serie 6XXX.

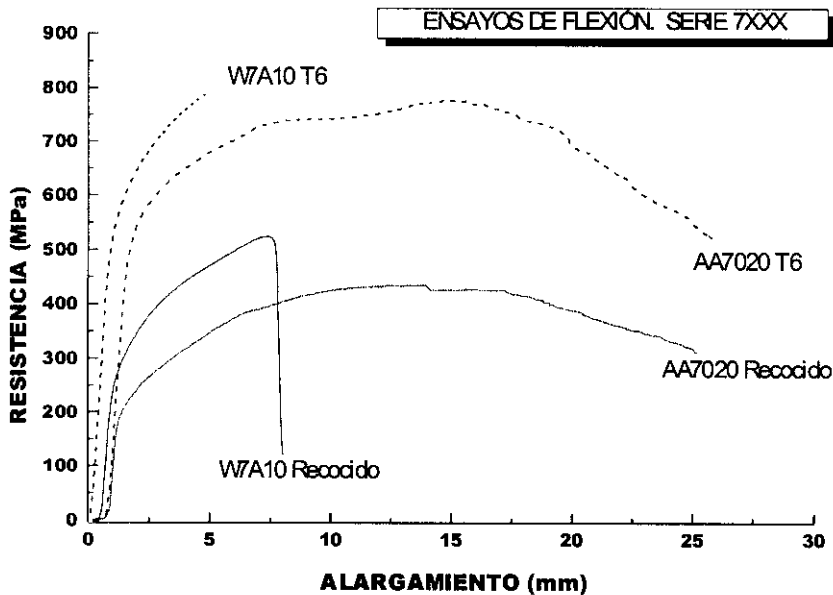


Figura 223.- Gráficas de flexión de los materiales compuestos y matrices sin reforzar, de la serie 7XXX.

Los resultados obtenidos, tras la realización de los ensayos de flexión, se muestran en la Tabla XXIII, en la que se recogen valores de resistencia máxima a la flexión, límite elástico y alargamiento en la resistencia máxima a flexión.

Tabla XXIII.- Propiedades mecánicas a flexión, obtenidas para los materiales de las series 6XXX y 7XXX, en función del tratamiento térmico aplicado.

Matriz	Material		Resistencia	Límite	Alargamiento
	Refuerzo	T. Térmico	Máxima (MPa)	Elástico (0,2%) (MPa)	en la R. Máxima a Flexión (mm)
AA6061	Sin Refuerzo	T6	686	418	14
		Recocido	277	84	14
	10% Al ₂ O ₃	T6	708	492	6,3
		T4	509	236	12,5
	20% Al ₂ O ₃	Recocido	309	104	15
		T6	737	569	3,5
AA7020	Sin Refuerzo	T4	428	214	6,3
		Recocido	317	127	11
AA7005	10% Al ₂ O ₃	T6	767	515	15
		Recocido	429	201	15
AA7005	10% Al ₂ O ₃	T6	777	600	4,6
		Recocido	522	310	8

Si se observan los datos mostrados en la Tabla XXIII se advierte que se conserva la misma tendencia que en el caso de los ensayos de tracción. A medida que aumenta el porcentaje en refuerzo la ductilidad del material disminuye, aunque tanto la resistencia como el límite elástico aumentan.

La influencia del porcentaje en refuerzo y del tratamiento térmico aplicado puede observarse en las variaciones en resistencias máximas (Figura 224), límites elásticos (Figura 225) y alargamientos (Figura 226).

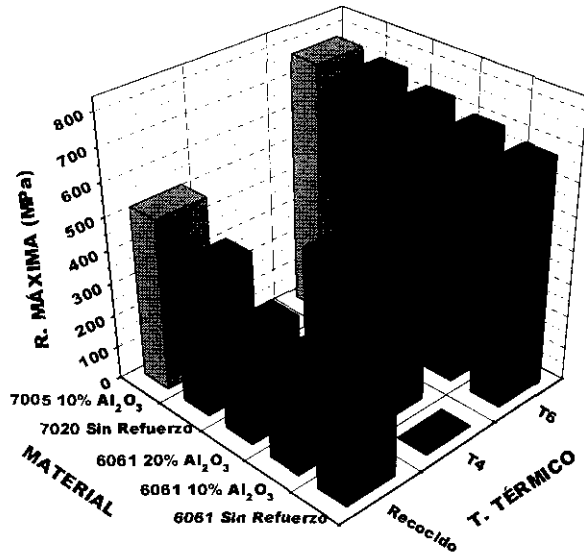


Figura 224.- Gráfica resumen de los valores de resistencia máxima, para todos los materiales ensayados a flexión, en función del tratamiento térmico aplicado.

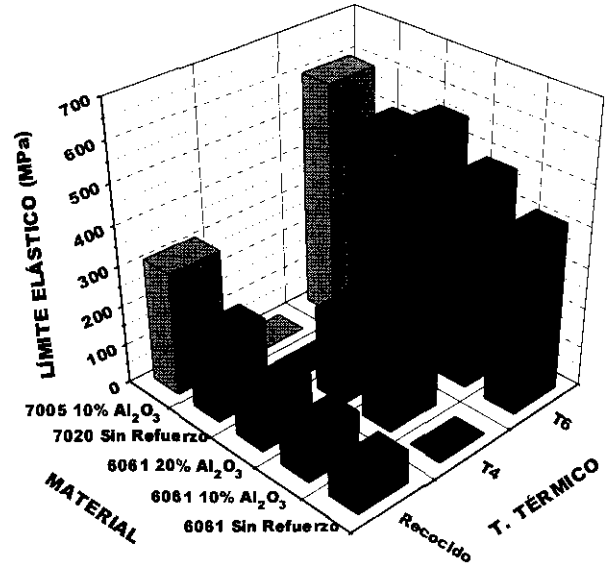


Figura 225.- Gráfica resumen de los valores de límite elástico, para todos los materiales ensayados a flexión, en función del tratamiento térmico aplicado.

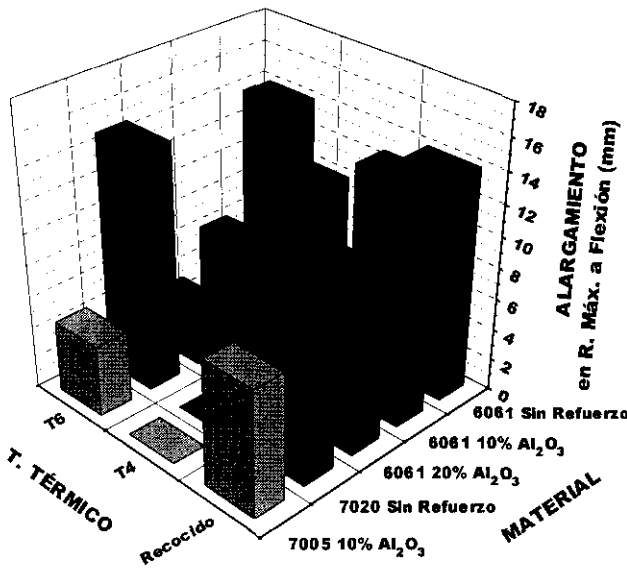


Figura 226.- Gráfica resumen de los valores de alargamiento, para todos los materiales ensayados a flexión, en función del tratamiento térmico aplicado.

De los ensayos de flexión, se comprueba un aumento del mismo orden en las propiedades, que las obtenidas en los ensayos de tracción.

Para el estado de máximas propiedades (T6), se produce un aumento en el límite elástico del 18% en el material compuesto W6A10 y del 36% en el W6A20. En la serie 7XXX un aumento en el 10% de refuerzo implica un aumento en el límite elástico del 17%.

En el caso de la resistencia máxima este aumento no sigue la misma relación y aumenta un 3% para el material W6A10, un 7% para el W6A20 y prácticamente permanece constante

en la serie 7XXX. Estos aumentos se producen en detrimento de los valores de ductilidad disminuyendo entre el 55% y 75% para la serie 6XXX y el 69% para la 7XXX.

En el estado de recocido, con respecto al material sin reforzar, aumentan en mayor grado las resistencias máximas a flexión (12% en W6A10, 14% en W6A20 y 22% en W7A10) y límites elásticos (24% en W6A10, 48% en W6A20 y 54% en W7A10), sin embargo la reducción en los valores de ductilidad es mucho menor, manteniéndose constante para el W6A10, reduciéndose un 21% para W6A20 y un 47% para el W7A10.

Todas estas variaciones de los valores obtenidos a flexión son corroboradas microestructuralmente, tanto en la serie 6XXX (Figuras 227 y 228) como en la 7XXX (Figuras 229 y 230). En los materiales sin reforzar (AA6061 y AA7020) no aparecen fisuras ni grietas al ensayarlas a flexión, sea cual sea el tratamiento térmico que se les haya aplicado. También puede observarse, como para tratamientos térmicos de recocido, la disminución de la ductilidad es menor que con tratamiento térmico de máximas propiedades (T6), ya que la flecha en los materiales ensayados con este último tratamiento, es menor.

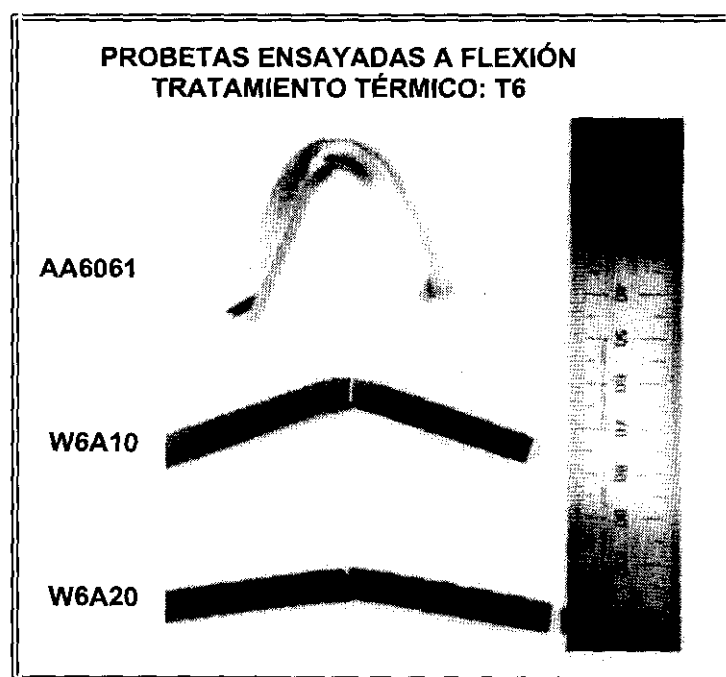


Figura 227.- Macrografía de las probetas ensayadas a flexión de la serie 6XXX, con tratamiento térmico T6.

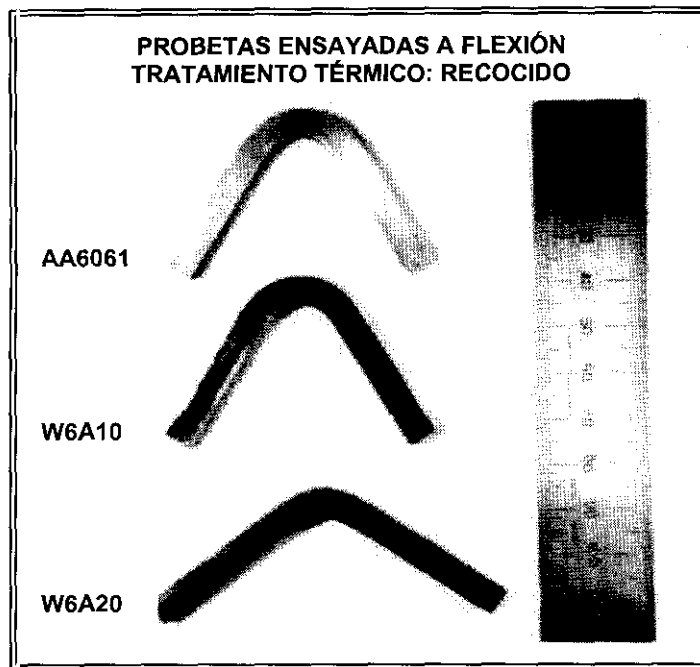


Figura 228.- Macrografía de las probetas ensayadas a flexión de la serie 6XXX, con tratamiento térmico de recocido.

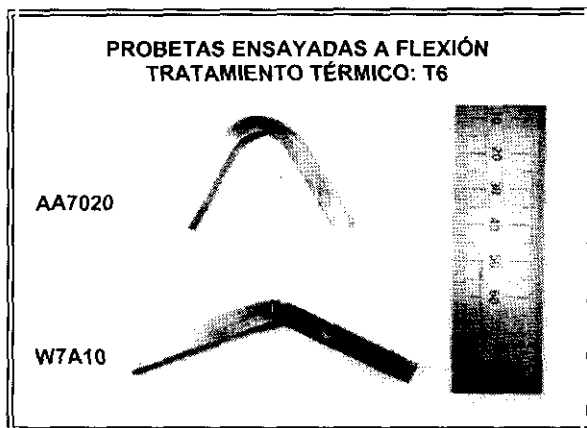


Figura 229.- Macrografía de las probetas ensayadas a flexión de la serie 7XXX, con tratamiento térmico T6.

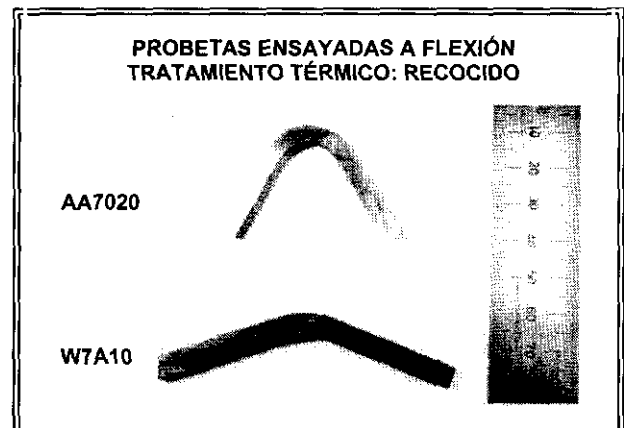


Figura 230.- Macrografía de las probetas ensayadas a flexión de la serie 7XXX, con tratamiento térmico de recocido.

Se estudiaron las secciones normales al esfuerzo de flexión, en las probetas que presentaban fisuras, con el fin de determinar los mecanismos de progresión de grietas. Las superficies que muestran el frente de avance de grieta (Figura 231), revelan que éstas progresan a través de:

- ◆ los límites de grano de la matriz (Figura 232),
- ◆ la zona de interfase espinela/matriz, en zonas sometidas tanto a tracción como a compresión (Figura 233),
- ◆ partículas de refuerzo (Figuras 234).



Figura 231.- Frente de avance de una grieta, en el material W6A20 en estado de recepción (T4), ensayado a flexión.



Figura 232.- Superficie de flexión del material W7A10 en estado de recocido. Progresión de grieta a través de límites de grano.



Figura 233.- Superficie de flexión del material W6A10 T4. Zona sometida a compresión, con progresión de grieta a través de la interfase espinela /matriz.



Figura 234.- Superficie del material W6A10 en estado de recepción (T4), ensayado a flexión. Zona sometida a tracción, con progresión de grieta a través de las partículas de Al₂O₃.

En direcciones perpendiculares a las grietas principales, fueron observadas grietas secundarias, en las cuales el mecanismo de progresión, englobaban las tres formas de avance (Figura 235). Además, en las zonas sometidas a tracción fueron encontradas una gran cantidad de partículas fracturadas (Figuras 236)

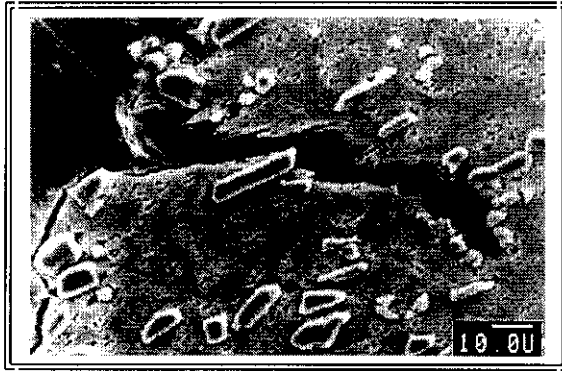


Figura 235.- Superficie del material W7A10 con tratamiento térmico de recocido, ensayado a flexión, donde aparecen grietas secundarias.



Figura 236.- Superficie del material W6A10 en estado de recocido, ensayado a flexión. Zona sometida a tracción, con partículas refuerzo de gran tamaño, fracturadas.

Observando las superficies libres de grietas, se puede comprobar que existen bandas de deformación del material, con orientación de la estructura provocada por la aplicación de carga (Figura 237).

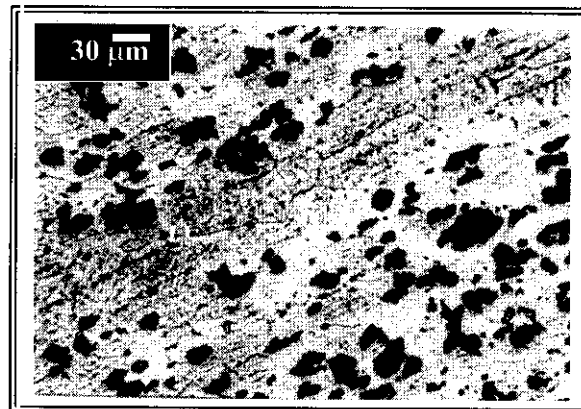


Figura 237.- Superficie del material W6A10 en estado de recocido, ensayado a flexión. Zona alejada de la aplicación de carga, donde se observan bandas de deformación.

Todo lo comentado, pone de manifiesto una vez más y al igual que en los ensayos de tracción, que la transferencia de carga partícula/matriz es efectiva, y es mucho más evidente en el campo elástico que en el campo plástico, justificando en cierta manera también el mecanismo de fractura mostrado por los materiales.

IV.3.3.- ENSAYO DE IMPACTO CHARPY.

Con el fin de complementar los ensayos de tracción y flexión, se realizaron ensayos de resiliencia Charpy. Se determinó la influencia de los tratamientos térmicos en los valores de tenacidad y superficies de fractura, en el material W6A10 (Figura 238).

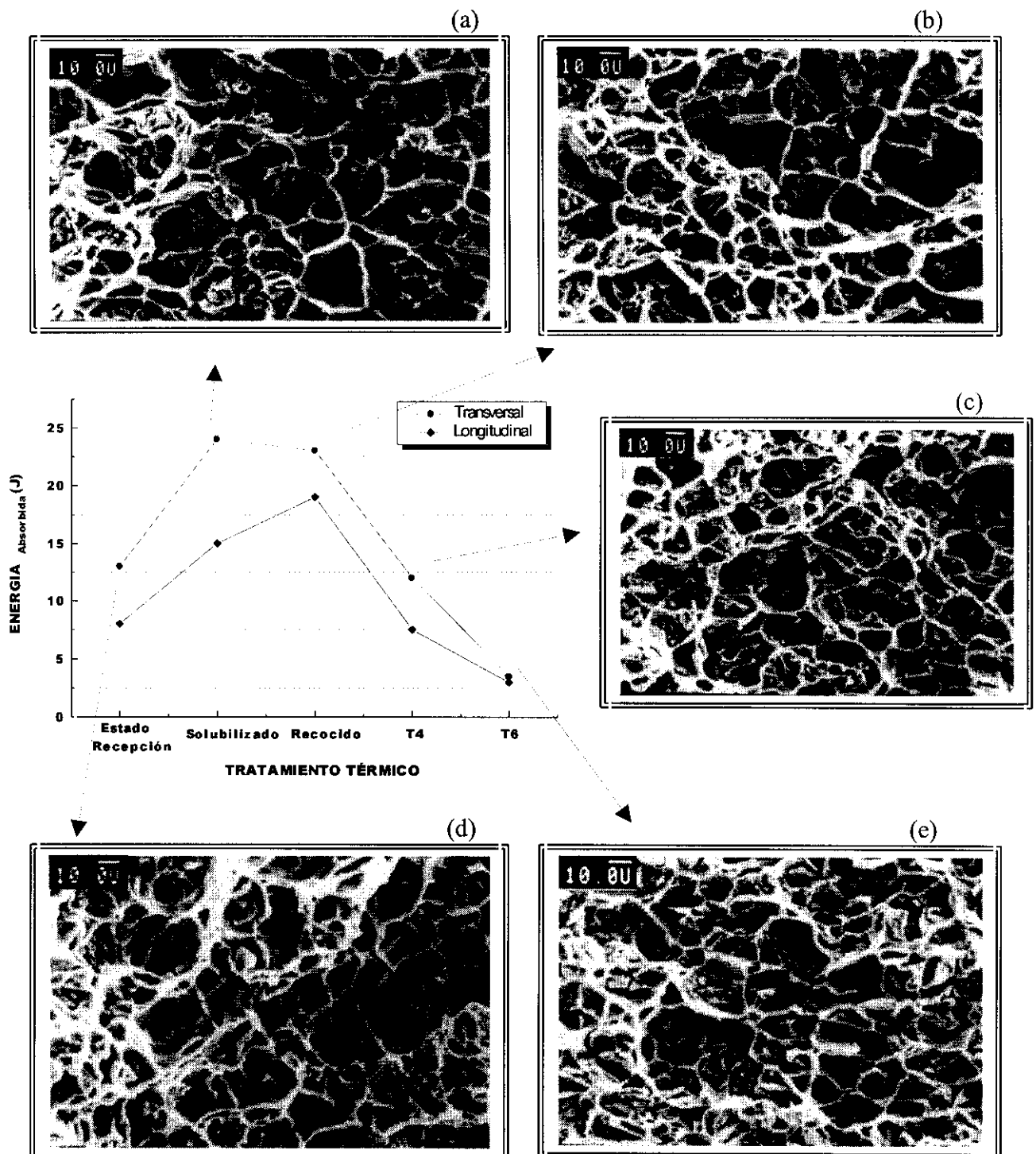


Figura 238.- Influencia de los tratamientos térmicos en la tenacidad del material compuesto W6A10. Variación microestructural: a) solubilizado; b) recocido; c) T4; d) estado de recepción y e) T6.

Los valores de energía absorbida en el material compuesto W6A10, presentan una disminución con los tratamientos térmicos de envejecimiento, en los que se consiguen las máximas propiedades mecánicas y en las cuales se produce la precipitación de fases endurecedoras (Figura 239).

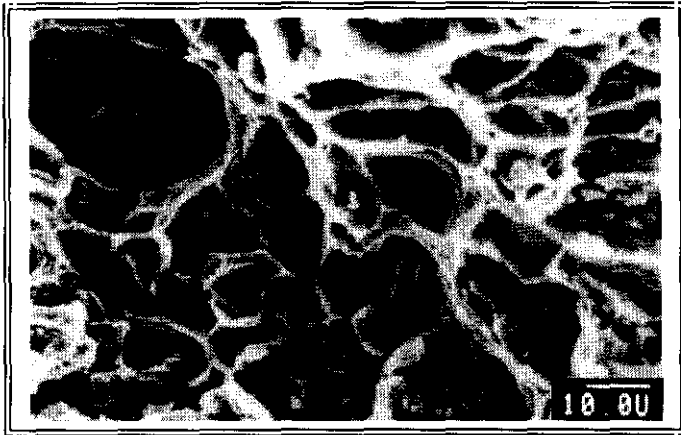


Figura 239.- Superficie de fractura Charpy del material W6A10 en estado T6. Entalla longitudinal a la dirección de laminado.

La tendencia en los valores de tenacidad es similar, tanto en el caso de realizarse la entalla de forma longitudinal como transversal a la dirección de extrusión del material. Los valores de energía absorbida son mayores en el caso de los materiales ensayados con entalla transversal.

Analizando las superficies de fractura se observa una clara transición en el modo de rotura, predominando la fractura de partículas en el estado de solubilización (Figura 240), y una combinación de partículas rotas y descohesión partícula/matriz en el caso del tratamiento térmico T6 (Figura 241).



Figura 240.- Superficie de fractura Charpy del material W6A10 con tratamiento térmico de solubilizado. Entalla longitudinal a la dirección de laminado.

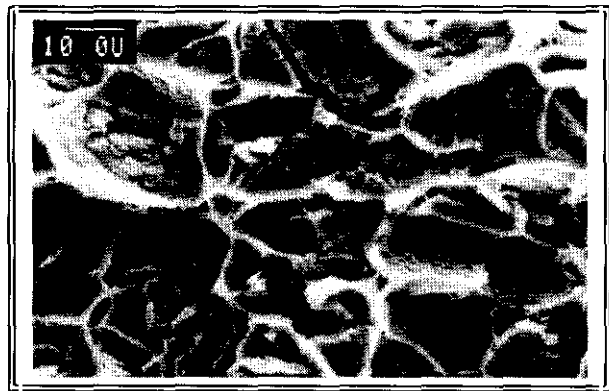


Figura 241.- Superficie de fractura Charpy del material W6A10 con tratamiento térmico T6. Entalla longitudinal a la dirección de laminado.

ABRIR IV.- IV.4.-

