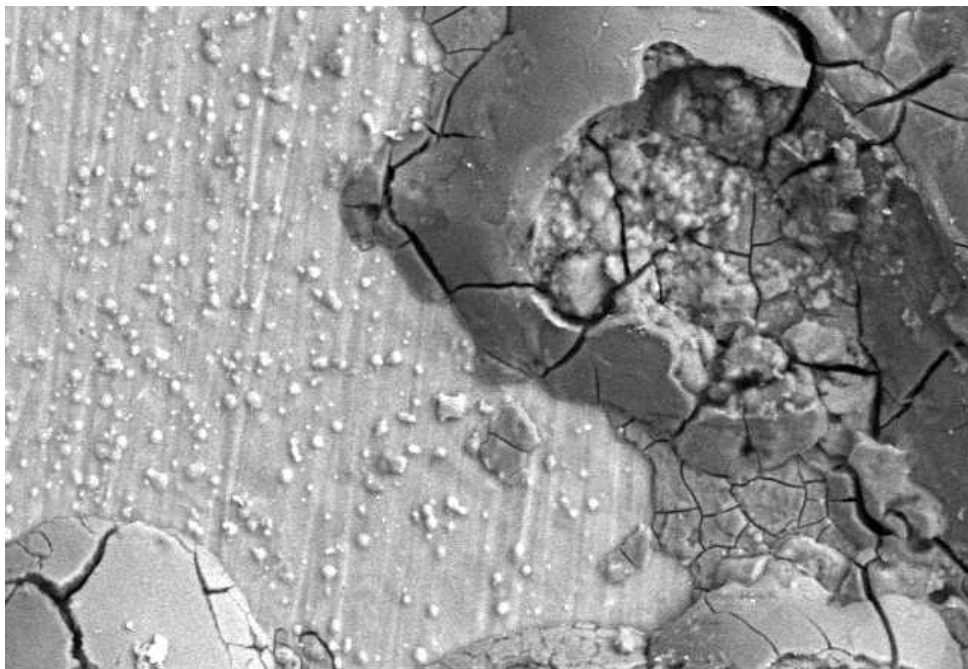


Evaluación de la resistencia a la corrosión de aleaciones de magnesio AZ31B soldadas por fricción-agitación



GEOVANNY

RODRÍGUEZ ZAMORA

**EVALUACIÓN DE LA RESISTENCIA A LA CORROSIÓN DE ALEACIONES
DE MAGNESIO AZ31-B SOLDADAS POR FRICCIÓN-AGITACIÓN**

GEOVANNY RODRIGUEZ ZAMORA



FACULTAD DE INGENIERÍA

ESCUELA DE INGENIERÍA DE MATERIALES

SANTIAGO DE CALI, VALLE

AGOSTO 2011

**EVALUACIÓN DE LA RESISTENCIA A LA CORROSIÓN DE ALEACIONES
DE MAGNESIO AZ31-B SOLDADAS POR DE FRICCIÓN-AGITACIÓN.**

**GEOVANNY RODRIGUEZ ZAMORA
0326134**

**TRABAJO DE GRADO PARA OPTAR POR EL TITULO DE INGENIERO DE
MATERIALES**

Director

Ing. FERNANDO FRANCO A.

Co-director

Ph.D. WILLIAM APERADOR CHAPARRO

UNIVERSIDAD DEL VALLE

FACULTAD DE INGENIERÍA

ESCUELA DE INGENIERÍA DE MATERIALES

SANTIAGO DE CALI, VALLE

AGOSTO 2011

Nota de aceptación:

Firma del evaluador

Firma del evaluador

Santiago de Cali, Agosto 2011

TABLA DE CONTENIDO

1. INTRODUCCIÓN.....	10
2. JUSTIFICACIÓN	12
3. OBJETIVOS	13
3.1. OBJETIVO GENERAL.....	13
3.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....	13
4. ANTECEDENTES	14
4.1. MAGNESIO	14
4.2. ALEACIONES DE MAGNESIO	14
4.3. SOLDADURA POR FRICCIÓN-AGITACIÓN	15
4.4. CORROSIÓN DE ALEACIONES EN SFA.....	15
5. MARCO TEÓRICO.....	16
5.1. MAGNESIO	16
5.1.1. Restauración y re cristalización.....	16
5.1.2. Resistencia mecánica a temperaturas diferentes a la ambiente	17
5.1.3. Propiedades químicas.....	17
5.2. ALEACIÓN AZ31B.....	17
5.3. SOLDADURA POR FRICCIÓN AGITACIÓN.....	20
5.3.1. Proceso de soldadura	20
5.3.2. Variable del proceso.....	22
5.3.3. Herramienta	22
5.3.4. Inclinação y longitud	23
5.3.5. Velocidades del proceso	23
5.4. SOLDADURA TIG.....	24
5.5. CORROSIÓN DEL MAGNESIO Y SUS ALEACIONES	25
5.5.1. Tipos de corrosión.....	26
5.5.2. Factores de influencia en el comportamiento de corrosión.....	31
5.5.4. Influencias ambientales	34
5.6. TÉCNICAS DE EVALUACIÓN A LA CORROSIÓN	36
5.6.1. Espectroscopia de impedancias electroquímica (EIS).....	36
5.6.2. Curvas de polarización Tafel	38
6. DESARROLLO EXPERIMENTAL	40
6.1 MATERIALES.	40
6.2 PROCESOS DE SOLDADURA.....	40

6.2.1. Montaje del proceso SFA.....	40
6.2.2. Montaje del proceso TIG	42
6.3. ENSAYOS DE VELOCIDAD DE CORROSION.....	43
6.3.1. Preparación de superficies.....	43
6.3.2. Medio y condiciones de ensayo	44
6.4. SEM.....	45
6.5. METALOGRAFÍA	45
7. RESULTADOS Y DISCUSIÓN	46
7.1. ANÁLISIS VISUAL	46
7.2. ENSAYOS ELECTROQUÍMICOS	47
7.2.1. Curvas de polarización tafel.	47
7.2.2. Espectroscopia de impedancia electroquímica (EIS).....	51
7.2.3. Metal base.	52
7.3. MICROESTRUCTURA	54
7.3.1. Proceso TIG	54
7.3.2. Proceso SFA.....	55
7.4. EVALUACIÓN SUPERFICIAL Y MECANISMO DE CORROSIÓN.	60
8. CONCLUSIONES.....	64
RECOMENDACIONES	64
9. BIBLIOGRAFIA.....	65

LISTA DE FIGURAS

	Pág.
Figura 1. Soldadura por fricción- agitación	19
Figura 2. Proceso de soldadura	19
Figuras 3 y 4. Proceso de soldadura	20
Figura 5. Herramienta	21
Figura 6. Proceso de soldadura TIG	23
Figura 7. Diagrama de Pourbaix para el sistema magnesio y agua a 25 °C (77 °F), mostrando los dominios teóricos de corrosión, inmunidad y pasivación.	24
Figura 8. Morfología de picado aleación AM60 en una solución acuosa 3.5 % de NaCl	26
Figura 9. Morfología de corrosión intergranular de AZ80-T5 en una solución de 3.5% de NaCl después de 1 hora	28
Figura 10. Efecto de aleantes y metales contaminantes sobre la tasa de corrosión del magnesio determinado por la inmersión alternada en 3% de una solución de NaCl	31
Figura 11. Circuito equivalente.	37
Figuras 12. Fresadora utilizada y montaje	39
Figura 13. Soldadura por fricción agitación.	40
Figura 14. Montaje proceso TIG	41
Figura 15. Probeta cortada para ensayo electroquímico.	42
Figura 16. Probetas soldada, pulida y después del ensayo electroquímico.	42
Figura 17. Equipo para ensayos electroquímicos.	43
Figura 18. Circuito equivalente para simular los resultados de EIS	44
Figura 19. Area de exposición para SEM.	44

Figura 20. Superficies soldadas: a.) soldadura SFA 900/80, b.) soldadura SFA 900/125 c.) soldadura SFA 1800/160 d.) soldadura SFA 1800/250	45
Figura 21. Superficie soldada proceso TIG	45
Figura 22. Curva de polarización tafel proceso TIG.	46
Figura 23. Curva de polarización tafel proceso SFA 900/125.	46
Figura 24. Curva de polarización tafel proceso SFA 1800/250.	47
Figura 25. Curva de polarización tafel proceso SFA 1800/160.	47
Figura 26. Curva de polarización tafel proceso SFA 900/80.	48
Figura 27. Espectros de impedancia de las muestras soldadas proceso TIG y SFA.	49
Figura 28. Espectros de impedancia metal base y proceso SFA.	51
Figura 29. Microestructura: zona fundida, 200x	53
Figura 30. Microestructura: zona de transición metal base y zona fundida, 100x	53
Figura 31. Microestructura: Zonas de transición; zona agitada, termo mecánica y metal base.50x.	54
Figura 32. Microestructura: Zona agitada. (500x)	55
Figura 33. Microestructura: Zona termo mecánicamente afectada (ZTMA) ,500x.	55
Figura 34. Microestructura: Zona térmicamente afectada, 500x.	56
Figura 35. Microestructuras: a.) zona agitada relación de velocidades 900/80, 200x. b.) zona agitada relación de velocidades 900/125, 200x.	57
Figura 36. Productos de corrosión soldadura TIG.	59
Figura 37. Producto de corrosión.	60
Figuras 38 y 39. Productos de corrosión SFA; Va 80 mm/min.	61

LISTA DE TABLAS

	Pág.
Tabla1. Propiedades mecánicas a temperatura ambiente aleación AZ31B	17
Tabla 2. Composición química de AZ31B	17
Tabla 3. Propiedades térmicas	17
Tabla 4. Propiedades eléctricas	18
Tabla 5. Variables del proceso SFA	40
Tabla 6. Dimensiones de la herramienta utilizada	40
Tabla 7. Resultados curvas de polarización Tafel	48
Tabla 8. Resultados curvas de polarización Tafel.	50
Tabla 9. Contenido de la zona 1.	60
Tabla 10. Contenido microfotografía zona 2.	60

1. INTRODUCCIÓN

El magnesio es una material que ha sido acogido ampliamente por la industria automotriz y aeronáutica, debido a su gran resistencia en relación con su peso, así como su baja densidad siendo esta aun menor que la del aluminio; para aplicaciones de ingeniería rara vez se utiliza este como material puro, pequeños porcentajes de aluminio, zinc entre otros son adicionados a este para mejorar sus propiedades mecánicas, una de las aleaciones comercialmente más utilizada es la AZ31 (nominalmente 3% Al, 1% Zn y 0.5 % Mn; balance de Mg en porcentaje de peso).

Cuando se utilizan estas aleaciones en una aplicación dada surge la necesidad de unir piezas por medio de un proceso de soldadura, los procesos tradicionales de fusión presentan algunos inconvenientes que se ven reflejados en las propiedades mecánicas, esto va ligado a la microestructura que se modifica debido a los procesos térmicos dados. Un proceso que se viene aplicando y presenta mejores resultados es el proceso de soldadura por fricción-agitación (SFA), La soldadura por fricción-agitación (SFA) es un proceso de unión en estado sólido desarrollado en 1991 en el cual el material a lo largo de la junta de unión es deformado plásticamente (movido, agitado) y calentado por la rotación de una herramienta no consumible. Este proceso genera una estructura única y diferente de las observadas en los métodos convencionales de soldadura por fusión. No presenta fusión es ambientalmente amigable y sirve para unir aleaciones diferentes.

La mayor ventaja del SFA sobre los procesos convencionales de fusión es que un enlace metálico es realizado bajo el punto de fusión del material base esto evita muchos de los problemas metalúrgicos asociados con el proceso de solidificación. Además el proceso de unión no requiere ningún material de aporte o gas protector en las aleaciones de Mg. Un alto número de investigaciones han demostrado que bajo la influencia de la herramienta en el SFA (por ej. deformación mecánica) y temperatura de procesamiento una fina micro estructura recristalizada se forma en la zona removida. El grano fino en la zona removida mejora las propiedades locales de la región. También es reportado que la alta densidad de dislocaciones en la región soldada contribuye a un perfil de dureza más homogéneo para las aleaciones de Mg soldadas por SFA. [1]

El problema es que las aleaciones de magnesio ante materiales como el aluminio o el acero, presenta un potencial electroquímico más negativo, que lo hace desde el punto de vista termodinámico más susceptible a fenómenos de corrosión. El magnesio revela buena resistencia a la oxidación en ambientes secos a temperatura ambiente. Sin embargo la susceptibilidad a la corrosión se incrementa con la humedad relativa y la temperatura.

La razón para la pobre resistencia a la corrosión de aleaciones de magnesio se debe principalmente a dos mecanismos i) las películas de óxido formadas sobre la superficie no son perfectas ni protectoras ii) la corrosión galvánica o bimetalica puede ser causada por

impurezas y fases secundarias. Recientemente una variedad de estudios sobre el comportamiento de la corrosión de las aleaciones de Mg han sido realizado, sin embargo investigaciones sobre corrosión de soldadura por fricción en las aleaciones de magnesio es limitado dentro de la literatura. [2]

El propósito de este trabajo fue la evaluación de la resistencia a la corrosión que presenta la soldadura por fricción-agitación en aleaciones de magnesio AZ31B a la corrosión, comparada con el método de soldadura TIG.

2. JUSTIFICACIÓN

En la actualidad se busca cada vez más, materiales con una buena resistencia mecánica y una buena relación de resistencia /peso, así como sus métodos de procesamiento, tanto la soldadura por fricción en las aleaciones de magnesio ofrecen esto, una limitación para el uso de las aleaciones de magnesio es su susceptibilidad a la corrosión.

Las publicaciones con relación a este tema, el enfoque esta en el efecto de los parámetros y perfiles de la herramienta en (SFA) sobre las propiedades mecánicas y la formación de la micro estructura, las comparaciones que se hacen con el proceso TIG también están enfocadas sobre las propiedades mecánicas de la unión, en el caso del aluminio esto ha sido ampliamente investigado.

El proceso de soldadura causa inevitablemente cambios en la estructura original de la aleación debido a los ciclos térmicos. Este cambio micro estructural puede afectar el comportamiento de corrosión general o localizada en la aleación.

Comprender mejor y evaluar la aleación de magnesio y su proceso de unión ante fenómenos de corrosión nos permitirá tener un mayor control en su uso, así como ver las ventajas que se pueden dar en comparación con otros materiales como el aluminio.

3. OBJETIVOS

3.1. OBJETIVO GENERAL

- Evaluar el comportamiento frente a la corrosión marina de aleaciones de magnesio AZ31B soldadas por fricción-agitación y compararlo con el proceso de soldadura con arco de tungsteno y gas (GTAW, por sus siglas en inglés).

3.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS

-Evaluar las soldaduras obtenidas por medio de técnicas de evaluación a la corrosión, espectroscopia de impedancias electroquímica (EIS) y curvas de polarización Tafel.

-Evaluar las propiedades estructurales y microscópicas de las soldaduras antes y después de haberse sometido al proceso de degradación por medio de la técnica avanzada de microscopia electrónica de barrido.

4. ANTECEDENTES

4.1. MAGNESIO

- El año de 1808, Humphrey Davy, aísla el metal por electrolisis en la pila de volta, de una mezcla pastosa de magnesia y sulfuro de mercurio: obtiene una amalgama que, después de la evaporación del mercurio, deja el magnesio en forma de polvo, muy alterable por el agua.
- El año de 1828, Bussy prepara el MgCl_2 anhidro, por acción del carbón y del cloro sobre el MgO reduciéndolo mediante potasio en forma de vapor.
- El año de 1830, Liebig continúa los ensayos de Bussy y obtiene algunos gramos de metal y determina sus propiedades más importantes.
- El año de 1852, Busen descubre la extracción del magnesio por electrolisis a partir del MgCl_2 fundido, en una cuba que es sensiblemente igual a la que se utiliza hoy.
- El año de 1857, Saint-Claire Deville y Carón reducen el MgCl_2 anhidro, mediante el sodio y por primera vez purifican el metal por destilación en una corriente de hidrogeno. En esta época (1862) se inicia la producción a escala industrial modesta en Inglaterra, siguiendo el procedimiento Saint-claire Deville.
- El año de 1896, la sociedad Griesheim Elecktron, de Bitterfeld, comienza la producción del metal por electrolisis ígnea. En el año de 1900, la producción anual del mundo es ya de 10 toneladas. [3]

4.2. ALEACIONES DE MAGNESIO

Como ocurrió con el aluminio, el desarrollo de formulas racionales de aleación se verifica tardíamente después de innumerables tentativas más o menos incoherentes.

- El año de 1909, la I.G Farben de Francfort estudia las aleaciones elcktron (aleaciones Mg-Zn-Al).
- El descubrimiento realizado entre los años 1923-1926 sobre el papel exacto que juegan los fundentes de fusión permite fabricar con seguridad, productos de calidad estable que garantizan las aplicaciones industriales posteriores.
- El año de 1938, Sauerwald (Bitterfeld) realizó un descubrimiento muy importante: el extraordinario efecto de afino de grano conseguido mediante la adicción de circonio y las ventajas que resultan de ello.
- El año de 1947, Murphy y Payne, continuando los trabajos de Sauerwald (1940) establecieron la acción favorable de las adiciones de los elementos correspondientes

al grupo de las tierras raras (cerio, torio, etc.) con respecto a la resistencia en caliente.[3]

4.3. SOLDADURA POR FRICCIÓN-AGITACIÓN

En 1991 se desarrolla en el reino unido el proceso de soldadura por fricción, y se aplica a las aleaciones de aluminio y otras aleaciones.

Desde la aparición de este proceso se han publicado diversos artículos relacionados con las propiedades y la influencia de los parámetros de operación sobre estas.

4.4. CORROSIÓN DE ALEACIONES EN SFA

- Enero de 2007 se publica un artículo sobre el estudio de la susceptibilidad SCC de aleaciones de magnesio AZ31 soldadas por el proceso de fricción [1].
- Octubre 2008 se publica un artículo sobre la corrosión galvánica de aleaciones distintas unidas por el proceso de fricción-agitación y también la influencia del pulido sobre estas. [4]
- Abril 2009 se publica trabajo sobre la resistencia a la corrosión de la aleación de magnesio AM50 soldada por el proceso de fricción-agitación. [2]
- Abril de 2009 se publica un artículo sobre las propiedades mecánicas, micro estructura y resistencia a la corrosión de la aleación Al5456 soldada por el método de fricción-agitación.[5]

5. MARCO TEÓRICO

5.1. MAGNESIO

El magnesio es un metal divalente y es blanco plateado en apariencia. Es el octavo elemento más abundante y el sexto metal más abundante. El peso atómico es 24,32g y el peso específico del metal puro 1,738 g/cm³ a 20° C, su estructura es hexagonal. El punto de fusión es 651°C y el punto de ebullición es 1107°C. El calor específico a 20°C es 0,245 cal/g/°C.

Las propiedades mecánicas del magnesio resultan fuertemente influidas por el hecho de que su red cristalina es hexagonal:

- La anisotropía del mono cristal es muy importante
- Los planos de deslizamiento son poco numerosos.

De ello resulta que la capacidad de deformación de los poli cristales será pequeña y que las propiedades serán ampliamente influidas por la dimensión de los granos con relación a la probeta de ensayo.

El coeficiente de Poisson es 0,33. El módulo de elasticidad durante la tracción o compresión en una probeta poli cristalina, es de 4500 kg/mm² aproximadamente. Para construcciones de idéntica sección, es decir, con un mismo momento de inercia, la deformabilidad elástica será mayor todavía que para el aluminio. Este defecto se corrige aumentando en los diseños los momentos de inercia de las piezas y secciones. [3]

5.1.1. Restauración y re cristalización

Los fenómenos son completamente análogos a los que se observan en el aluminio:

- La acritud critica separa, para las temperaturas elevadas, la restauración y la re cristalización de grano grueso;
- Paso muy progresivo de un fenómeno a otro a partir de la temperatura de re cristalización, a temperaturas medias;
- Crecimiento rápido de grano en el metal calentado a temperatura elevada(salvo si existe adicción de Zr)

Para aleaciones que tienen una gran capacidad de deformación los calentamientos hacen reaparecer las características asociadas a la estructura hexagonal recristalizada, es decir, que el metal recobra las severas limitaciones frente a la deformación en frio. [3]

5.1.2. Resistencia mecánica a temperaturas diferentes a la ambiente

La resistencia mecánica en caliente es pequeña para el metal puro y resulta mejorada para algunas aleaciones. El módulo de elasticidad a la tracción decrece linealmente, entre la temperatura ambiente y los 300 °C:

- Un 15% en las aleaciones para resistencia en caliente, contienen torio y cerio (además del Zr)
- Un 37% a 66%, para las aleaciones clásicas de resistencia mecánica, a temperatura ordinaria.

El valor del módulo medido en caliente resulta influenciado por la temperatura del tratamiento térmico que precede al ensayo mismo (influencia de la estructura bifásica, sensible, sobre todo en las aleaciones de elevada resistencia en caliente).

Las bajas temperaturas aumentan la resistencia a la tracción y disminuyen ligeramente el alargamiento.

5.1.3. Propiedades químicas

Resultan dominadas por la gran reactividad del metal, muy próxima a la de los metales alcalinotérreos. El calor de oxidación en especial, es muy grande, y la magnesia, al revés de la alúmina, no constituye para el metal una barrera protectora eficaz frente al progreso de la oxidación. No existe la autoprotección, y el magnesio se comporta según sus propiedades químicas reales.

La magnesia es fácilmente atacada en medio ácido y el metal será así mismo fuertemente atacado en este medio. Por el contrario, en medio alcalino, la magnesia es insoluble y la resistencia del metal es muy satisfactoria (La alúmina y el aluminio son fuertemente atacados en medios fuertemente alcalinos) [3].

5.2. ALEACIÓN AZ31B

Una de las aleaciones comercialmente más utilizada es la AZ31. [6].

Barras extrudidas y formas son hechas de diversos tipos de aleaciones de magnesio (tabla 1). Para requerimientos de resistencia normal, una de las aleaciones magnesio-zinc (AZ) son usualmente seleccionadas. La resistencia de estas aleaciones se incrementa cuando el contenido de aluminio se incrementa. La aleación AZ31B es ampliamente usada para un grado de resistencia moderada con buena formabilidad; es usada extensivamente para protección catódica [6].

Las hojas y chapas de AZ31B tienen aplicación en servicio de mediano esfuerzo a temperaturas menores a los 150° C. diversos usos, incluidos en fuselaje de aeronaves, herramientas para concreto (mangos de piezas), celulares/cámaras/computadoras (chasis,

cubiertas, aislantes magnéticos) y maquinaria textil pueden verse beneficiados con su ligero peso.

La aleación AZ31B es no magnética y tiene una alta conductividad eléctrica y térmica (tabla). El conformado súper plástico de láminas de la aleación a elevadas temperaturas permite la producción de una amplia variedad de piezas de geometría compleja para uso en la industria automotriz [7].

En las siguientes tablas se presentan las propiedades más importantes de la aleación AZ31B.

Relación de Poisson	0,35
Módulo de elasticidad, tensión	45GPa (6.5×10^6 psi)
Módulo de elasticidad, corte	17GPa (2.4×10^6 psi)
Densidad	1,77 g/cm ³ a 20°C

Tabla1. Propiedades mecánicas a temperatura ambiente aleación AZ31B

Al	2,5 a 3,5
Mn	0,20 min
Zn	0,60 1.4
Ca	0,04 máx.
Si	0,10 máx.
Cu	0,05 máx.
Ni	0,005 máx.
Fe	0,005 máx.
Otros	0,30 máx.

Tabla 2. Composición química de AZ31B

Temperatura liquidus	630°C
Temperatura solidus	605°C
Coeficiente de expansión lineal térmico	26µm/m·K
Calor específico versus temperatura Cp	$0,2441 + 0,000105T - 2783T^{-2}$
Calor latente de fusión	330 a 347 kJ/kg
Conductividad térmica	96W/m a 100 a 300°C

Tabla 3. Propiedades térmicas.

Conductividad eléctrica	18,5% IACS
Resistividad eléctrica	92nΩ·m a 20°C
Potencial de solución electrolítico	1,59V versus electrodo de calomel saturado

Tabla 4. Propiedades eléctricas.

5.3. SOLDADURA POR FRICCIÓN AGITACIÓN

La soldadura por fricción-agitación (SFA) es un proceso de unión en estado sólido desarrollado en 1991 en el cual el material a lo largo de la junta de unión es deformado plásticamente (movido, agitado) y calentado por la rotación de una herramienta no consumible. Este proceso genera una estructura única y diferente de las observadas en los métodos convencionales de soldadura por fusión.

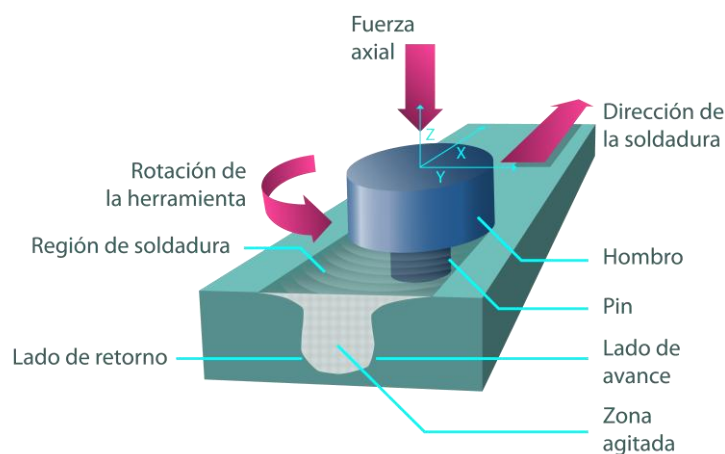


Figura 1. Soldadura por fricción- agitación.

5.3.1. Proceso de soldadura

El proceso SFA inicia con el posicionamiento del pin (no consumible) de la herramienta sobre la línea de unión, seguido de un posterior descenso hasta entrar en contacto con las piezas a unir aun frías. La herramienta rota mientras se aplica una fuerza axial y penetra gradualmente hasta que el “hombro” toca la superficie de las piezas a unir figura 2. El pin generalmente tiene un diámetro de un tercio respecto al del hombro y una longitud ligeramente menor al espesor de la pieza a soldar [7]. La temperatura alrededor del pin y bajo el hombro de la herramienta es elevada sustancialmente, pero por debajo del punto de fusión del material base, debido mayormente al calor generado por la fricción entre el giro del pin y el material deformado a causa de la fuerza ejercida por el pin. El rango de temperatura alcanzado esta entre un 80% y 90% de la temperatura de fusión del material base.

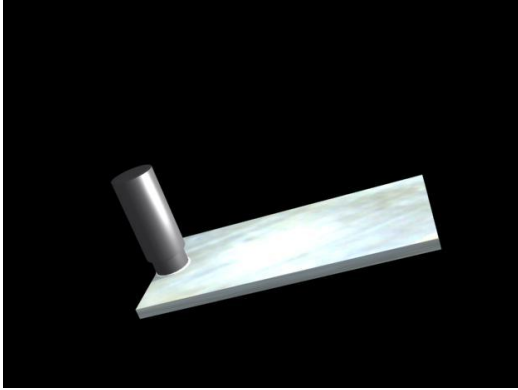
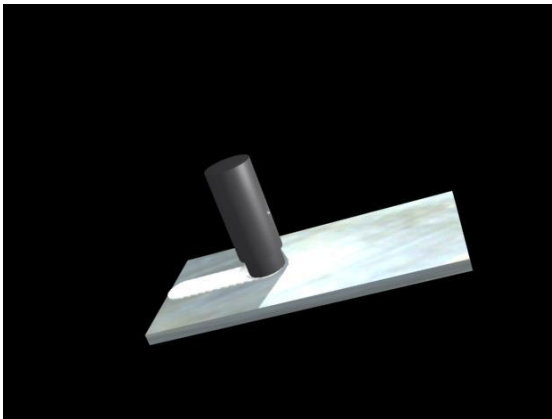


Figura 2. Proceso de soldadura.

La resistencia mecánica del material en contacto con la herramienta disminuye y la ductilidad aumenta hasta un estado plástico. Debido a la rotación de la herramienta, el material “pastoso” se transporta alrededor del pin, por una especie de “canal de extrusión” entre el metal base y la herramienta rotatoria figuras 3 y 4. Luego al desplazarse la herramienta, se produce la mezcla de los dos componentes a lo largo de la línea de unión. El incremento en la temperatura plastifica el material y le permite a la herramienta en un movimiento por mezcla mecánica hacer fluir el metal al lado opuesto del pin en donde es consolidado para formar una junta metalúrgica [5].

Al final de la junta, la herramienta asciende y sale de la zona de unión, dejando un orificio.



Figuras 3 y 4. Proceso de soldadura.

El proceso SFA se puede entender como la generación de un agujero que avanza, y durante su recorrido va llenando su parte posterior, esto genera la formación de dos sentidos en la unión, uno denominado avance (advancing), que es la parte donde el material es arrastrado para llenar el agujero, Y otro denominado retorno (retreating) que es el material que se opone a ese arrastre y que finalmente llena el agujero.

5.3.2. Variable del proceso

SFA, involucra un movimiento de material y una deformación plástica complejos. Los parámetros de soldadura (velocidad de rotación de la herramienta (V_r), la velocidad de soldadura o de avance (V_a), la presión o carga axial (F)), la geometría de la herramienta y el diseño de la junta ejercen un significativo efecto en el flujo del material y en la distribución de la temperatura, que influye en la evolución micro estructural del material [7].

5.3.3. Herramienta

La herramienta consta de dos partes esenciales, la primera es el hombro que se encuentra sobre el soporte cilíndrico o porta herramienta (según diseño), y es quien se encarga de transmitir la carga sobre el material bajo esta; la segunda parte es el pin que está unido al hombro y tiene regularmente un tercio de su diámetro y una longitud ligeramente inferior al espesor de la placa a unir [7].

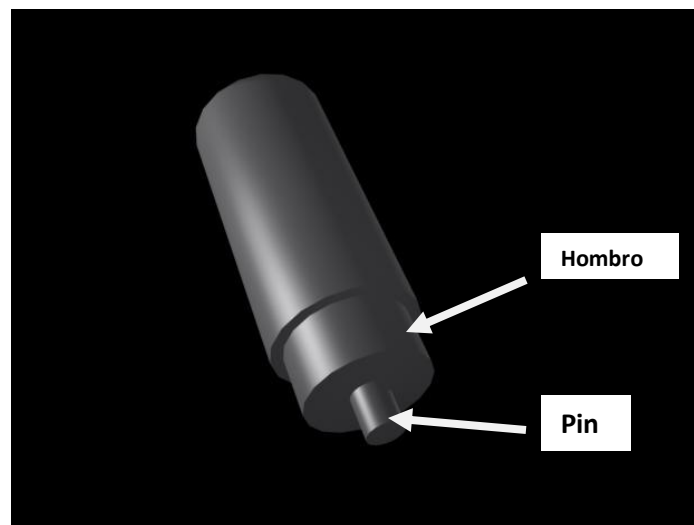


Figura 5. Herramienta

Desde el punto de vista del calentamiento, el tamaño relativo del pin y del hombro es importante, dado que como ya se mencionó. El proceso inicia con la penetración del pin en el material generando un calentamiento por fricción, y posteriormente el hombro entra en contacto con la pieza de trabajo convirtiéndose en el principal promotor de calentamiento, asimismo el hombro proporciona el confinamiento de dicho calor en un determinado volumen de material.

El diseño de la herramienta influye en la uniformidad, micro estructura y la obtención de buenas propiedades mecánicas, generalmente un hombro cóncavo y un pin de geometría cilíndrica son los más empleados dado la sencillez de su forma [7].

5.3.4. *Inclinación y longitud*

Habitualmente, la herramienta suele estar inclinada en el eje Z hacia el lado contrario a la dirección del avance, facilitando así la presión del hombro y el flujo del material. Una inclinación adecuada de la herramienta asegura que el hombro de la herramienta contenga el material deformado por la rosca del pin y mueva el material eficientemente desde la parte de adelante hasta la parte de atrás.

La profundidad de introducción del pin es asociada con la longitud del mismo. Cuando la inserción del pin es poco profunda (baja presión), el hombro de la herramienta no entra en contacto con la superficie original de la pieza de trabajo, de esta manera el calor generado por fricción no es suficiente para que la herramienta mueva el material eficientemente desde adelante hacia atrás del pin, lo que resulta en la generación de canales a lo largo de la soldadura o superficies ranuradas. Cuando la penetración del pin es muy profunda (exceso de presión), el hombro de la herramienta se hunde dentro de la pieza de trabajo creando un excesivo calentamiento, en este caso, se produce un cordón de soldadura significativamente cóncavo [7].

5.3.5. *Velocidades del proceso*

En la SFA se deben tener en cuenta dos tipos de velocidades: la velocidad de rotación (V_r rpm) en el sentido o en contra de las manecillas del reloj y la velocidad de avance de la herramienta (V_a mm/min) a lo largo de la línea de unión. La rotación de la herramienta produce la deformación y mezcla del material alrededor del pin que rota, mientras la traslación de la herramienta mueve el material deformado desde la parte frontal hasta la parte de atrás del pin hasta que el proceso de soldadura concluye.

Altas velocidades de rotación generan altas temperatura, dado que se genera mayor calentamiento por fricción, produciendo una deformación y un mezclado intenso en el material. Sin embargo se debe notar que el par tribológico herramienta-pieza a soldar es el que gobierna el calentamiento. De manera que un incremento lineal en el calentamiento con el aumento de la velocidad de rotación no es esperado, debido a que el coeficiente de fricción en la interface cambiara con el incremento de la velocidad de rotación de la herramienta [7].

5.4. SOLDADURA TIG

La soldadura con arco de tungsteno y gas (GTAW por sus siglas en inglés) es un proceso que usa un electrodo de tungsteno no consumible y un gas inerte para proteger el arco. Con frecuencia este proceso se denomina **soldadura TIG** (por tungsteng inert gas welding, que significa soldadura de tungsteno con gas inerte); en Europa se le denomina **soldadura WIG** (la W proviene del símbolo químico del tungsteno o wolframio). El proceso GTAW puede implementarse con o sin un metal de relleno. En la figura 6 se ilustra este último caso. Cuando se usa un metal de relleno, este se agrega al pozo soldado desde una varilla o alambre separado, la cual se funde mediante el calor del arco en lugar de transferirse a través de este como en proceso AW con electrodo consumible. El tungsteno es un buen material para electrodo debido a su alto punto de fusión de 3410°C (6170°F). Los gases protectores típicos incluyen el argón, el helio o una mezcla de estos gases.

La GTAW es aplicable a casi todos los metales en un amplio rango de espesores para la materia prima. También puede usarse para unir diferentes combinaciones de metales distintos. Sus aplicaciones más comunes incluyen el aluminio y el acero inoxidable. Las aleaciones de hierro, los hierros colados, el plomo y por supuesto el tungsteno son difíciles de soldar mediante la GTAW. Cuando se sueldan hojas delgadas con TIG a tolerancias muy reducidas no se agrega metal de relleno. El proceso puede realizarse de manera manual o mediante métodos de máquina y automatizados para todos los tipos de uniones. Las ventajas de la GTAW en las aplicaciones para las que es adecuada incluyen su alta calidad, que no hay salpicaduras de soldadura debido a que no se transfiere un metal de relleno a través el arco y casi no se requiere limpieza posterior a la soldadura porque no se utiliza fundente [8].

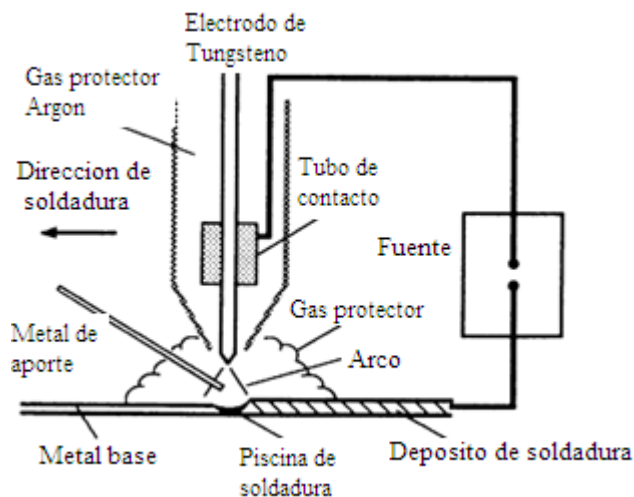
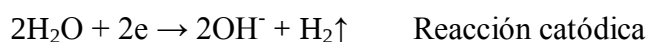


Figura 6. Proceso de soldadura TIG.

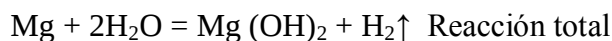
5.5. CORROSIÓN DEL MAGNESIO Y SUS ALEACIONES

La corrosión del magnesio o sus aleaciones depende de los mismos factores que son críticos para otros metales. Sin embargo, debido a la gran actividad electroquímica del magnesio la relativa importancia de estos factores es grandemente amplificada. En algunos ambientes el magnesio puede ser severamente dañado a menos que las juntas galvánicas sean evitadas por un apropiado diseño o protección de la superficie [9].

El potencial electrodo del magnesio $E_{\text{Mg}^{2+}/\text{Mg}}$ es -2.37 V (vs SCE), pero en 3% de cloruro de sodio el potencial es -1.67 V (vs SCE) [9] Por esto es usado a menudo como ánodo de sacrificio. Una de sus limitaciones es la baja resistencia a la corrosión.



Las reacciones de corrosión de aleaciones y de magnesio puro son similares en medios neutros y alcalinos y la reacción global puede expresarse como:



Sin embargo, la formula es una descripción general y no revela algunos pasos básicos y cruciales del proceso de corrosión de las aleaciones de magnesio.

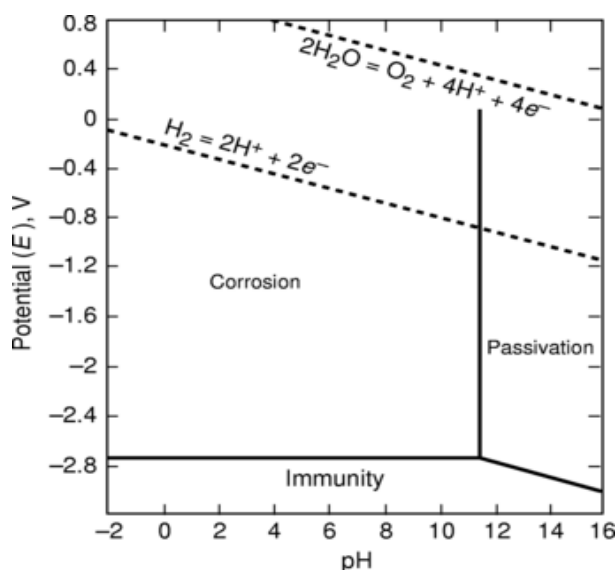


Figura 7. Diagrama de Pourbaix para el sistema magnesio y agua a 25 °C (77 °F), mostrando los dominios teóricos de corrosión, inmunidad y pasivación.

Cuando el magnesio sin alear es expuesto al aire a temperatura ambiente, un óxido gris se forma sobre su superficie. La humedad convierte este óxido a hidróxido de magnesio, el cual es estable en el rango básico de valores de pH, pero que no lo es en rangos neutros o ácidos como muestra el diagrama de Pourbaix. La región de inmunidad del diagrama esta

bien debajo de la región de estabilidad de agua; como resultado, en ambientes neutros y bajo pH la disolución es acompañada por evolución de hidrógeno. En ambientes básicos (en los rangos que ilustra el diagrama de la figura 7), la pasivación es posible como un resultado de la formación de una capa de $\text{Mg}(\text{OH})_2$ sobre la superficie del metal, porque la película que se forma sobre el magnesio sin alea es ligeramente soluble en agua, esta no puede proveer protección a largo plazo. Cuando cloruros, bromuros, sulfato, y cloratos están presentes la película superficial se rompe. Como el CO_2 en el aire acidifica el agua, las películas presentes no son estables.

La razón para la pobre resistencia del magnesio y sus aleaciones a la corrosión se debe a dos razones: 1) la película de óxido formada sobre la superficie no es perfecta y protectora, 2) la corrosión galvánica o bimetálica puede ser causada por impurezas, fases secundarias tales como $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$, AlMn , Al_8Mn_5 , Mg_{12}Nd , MgPb .

Maker ha revisado la corrosión de aleaciones de magnesio, presentando recientes progresos y puntos de vista de algunos científicos del campo de la corrosión del magnesio.

5.5.1. Tipos de corrosión

5.5.1.1. Corrosión galvánica

Todos los metales estructurales son catódicos (más noble que) respecto al magnesio. El grado al cual la corrosión del magnesio es acelerada bajo una condición de exposición dada depende parcialmente de la posición relativa de los dos metales en la serie electroquímica, pero más importante es que tan rápido el potencial efectivo de la cupla es reducido por polarización por un flujo de corriente galvánica. El mecanismo de polarización principal en una cupla de magnesio en agua salada es la resistencia a la formación y liberación de gas hidrógeno en el cátodo. Por lo tanto, metales de bajo sobre voltaje de hidrógeno, como el níquel, hierro y cobre, constituyen cátodos eficientes para el magnesio y causan severa corrosión. Metales que combinan un potencial activo con más altos sobre voltajes de hidrógeno, como el aluminio, zinc, cadmio y estaño, son mucho menos dañinos, aunque no compatibles completamente con el magnesio.

5.5.1.1.1. Efecto de áreas catódicas y anódicas

Las áreas relativas del ánodo de magnesio y el cátodo de metal disímil tienen un efecto importante sobre el daño de corrosión que ocurre. Un gran cátodo acoplado con un área pequeña de magnesio resulta en una rápida penetración en el magnesio, porque la densidad de corriente galvánica en el pequeño ánodo de magnesio es muy alta, y la polarización anódica en soluciones con cloruros es muy limitada [9].

Celdas de electrodos distintos también incluyen un metal trabajado en frío en contacto con el mismo metal recocido, límite de grano en contacto con granos, y un cristal con orientación definida en contacto con otro cristal de diferente orientación.[1]

5.5.1.2. Corrosión por picado

La corrosión por picado ocurrirá al potencial libre del magnesio, cuando es expuesto a iones cloruro en medios no oxidantes. Es generalmente observado que los picados inician en fallas adyacentes a una fracción de partículas de fases secundarias como $Mg_{17}Al_{12}$, AlMn como un resultado del rompimiento de la pasividad. Esto es seguido por la formación de una celda electrolítica en la cual las partículas de fase secundarias son los cátodos del tipo AlMn, AlMnFe, $Mg_{17}Al_{12}$, $MgCu_2$, y alrededor de la matriz Mg es el ánodo. (Figura 7)

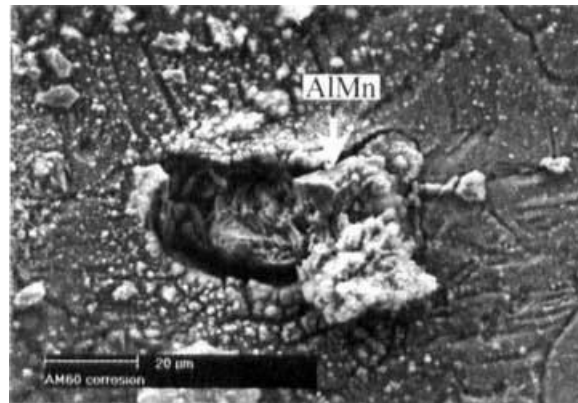


Figura 8. Morfología de picado aleación AM60 en una solución acuosa 3.5 % de NaCl.

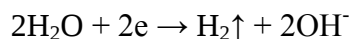
Un mecanismo de corrosión por picado es presentado a continuación, para una aleación extruida AM60. (Nominalmente 6 % Al y 0.13 % Mn; balance de Mg en porcentaje de peso).

- 1) Primero, la aleación tiene una película de óxido protectora en aire, el potencial de MgO es +1V.
- 2) Cuando este es inmerso en una solución acuosa de cloruro de sodio, los iones Cl^- serán absorbidos sobre las áreas α rodeando las partículas AlMn.
- 3) Si el potencial de rompimiento de la película de óxido alcanza su potencial de corrosión libre ($\phi = -1.53V$ para AM60) entonces la matriz- α es un ánodo, comparado con las partículas AlMn, empieza a disolverse, y un núcleo de corrosión puede formarse cercano a las partículas de AlMn.
- 4) El núcleo desarrolla un picado, este puede resultar en la formación de $Mg(OH)$ y la evolución de hidrógeno acorde a la reacciones químicas:

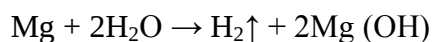
Reacción anódica:



Reacción catódica:



Reacción total:



- 5) Al final una oclusión o picado semiesférico será formado con la corrosión procedente. El valor del pH finalmente alcanzará y se mantendrá a 10.4-10.5. en los precipitados de hidróxido de magnesio en el fondo del picado y la superficie de la muestra [10].

5.5.1.3. Corrosión intergranular

La corrosión intergranular (IGC por sus siglas en ingles) ocurre en los límites de grano debido a la precipitación de fases secundarias. Los límites de granos son siempre los sitios preferentes donde la precipitación y la segregación en la aleación ocurren. Es considerado que la aleación con fases intermetálicas o compuestos son altamente susceptibles a corrosión intergranular. Es argumentado si las aleaciones de magnesio sufren o no corrosión intergranular. MAKER insiste que verdadera corrosión intergranular no ocurre en las aleaciones de magnesio. La razón es que las fases en los límites de grano son casi catódicas a los grano. La corrosión tiende a estar concentrada en el área adyacente al límite de grano hasta eventualmente el grano puede competir y caer [1,2]. Recientes estudios, sin embargo, muestran que la corrosión intergranular puede ocurrir sobre aleaciones de magnesio. VALENTE propuso que los límites de grano sufren ataque preferente, y la corrosión intergranular ocurre para WE43 en solución acuosa 3.5% de NaCl. GHALI también señala que en la primera etapa de inmersión, un ataque localizado de Mg y sus aleaciones puede ser formado en el límite de grano a la interface de precipitados catódicos en medios corrosivos suaves y que este puede ser considerado como corrosión intergranular (intercristalino). Por ejemplo IGC de AE81 puede ser visto, debido a que el cuerpo del grano con una baja concentración de Al se corroe a una tasa más rápida que en las regiones ricas en Al. La corrosión intergranular ocurre después de sumergir AZ80 envejecido en una solución de 3.5NaCl por una hora (figura 8). La corrosión ataca a lo largo del límite de grano y forma profundos y estrechos caminos [10].

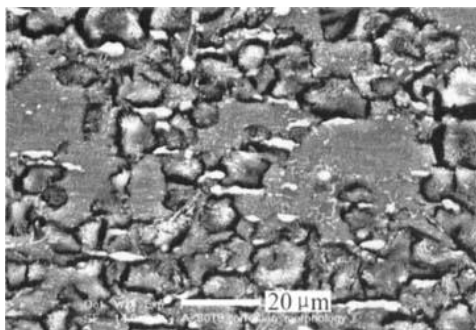


Figura 9. Morfología de corrosión intergranular de AZ80-T5 en una solución de 3.5% de NaCl después de 1 hora.

Una disminución de la concentración de aluminio promedio en la matriz-alfa. La más baja concentración de aluminio en AZ80 envejecido en la matriz-alfa forma una película de óxido menos protectora sobre la superficie y conduce a un rompimiento potencial. Por lo tanto, el ataque en AZ80 envejecido fácilmente comenzara en la matriz-alfa próximo a la fase β -beta en esta aleación. Podría en efecto demostrarse una reducción del contenido de aluminio en áreas ricas en aluminio a lo largo de los límites de grano. Ha sido reportado que una disminución en aluminio podría conducir a incrementar la tasa de corrosión en la matriz α -alfa. Se espera que la disminución en la concentración de aluminio promedio en una matriz-alfa después de envejecido resulte en una disminución de la resistencia a la corrosión en una matriz-alfa de AZ80 como-extruido [10].

5.5.1.4. Corrosión por rendija

Es reportado que la corrosión por rendija no ocurre con las aleaciones de magnesio. Aunque una forma de ataque que ocurre en aberturas estrechas “rendija” parece similar a la corrosión por rendija, no es verdadera este tipo de corrosión. Porque la corrosión observada es causada por la retención de humedad en la rendija, no siendo posible evaporarse, promueve la corrosión del metal en los recesos estrechos bajo periodos extendidos. Sin embargo, La corrosión filiforme es un caso especial de corrosión por rendija. Ahora que la corrosión filiforme puede ocurrir con las aleaciones de magnesio entonces se deduce que es posible que pueda ocurrir la corrosión por rendija. GHALI también sugiere que la corrosión por rendija podría iniciarse debido a la reacción de hidrólisis en el caso del Mg y las aleaciones de Mg, al menos en ciertas condiciones donde se cree que el oxígeno no juega un papel importante en el mecanismo de corrosión. La formación de hidróxido de Mg influenciaría las propiedades de la interface entre el Mg y la solución en la rendija [10].

5.5.1.5. Corrosión bajo tensión

Corrosión bajo tensión es un tipo extremadamente peligroso de corrosión en equipos de servicio en ingeniería, buques etc. La mayoría de la literatura de SCC (por sus siglas en

ingles) se ha enfocada en las aleaciones de Mg extruidas o laminadas. Las aleaciones fundidas a troquel son más susceptibles a SCC que las solidificadas rápidamente o aleaciones fundidas semi-sólidas.

La SCC de las aleaciones de Mg puede ocurrir en aire húmedo, agua de alta pureza, soluciones $\text{NaCl}+\text{K}_2\text{CrO}_4$, NaBr , Na_2SO_4 , NaCl , NaNO_3 , Na_2CO_3 , H_2SO_4 , KF , KCl , NaI , MgCO_3 , NaOH , H_2SO_4 , HNO_3 y soluciones con cloruro de hidrógeno. Se ha propuesto que las aleaciones que contienen Al son susceptibles a SCC en aire, agua destilada y soluciones que contienen cloruros.

La corrosión bajo tensión en las aleaciones de Mg ha sido atribuido generalmente a uno de dos grupos de mecanismos: propagación de grietas continuas por disolución anódica en la punta de la grieta o propagación discontinua de grietas por una serie de fracturas mecánicas en la punta de la grieta; por ejemplo, hay dos tipos de modelos para SCC: los modelos de disolución y los modelos de fractura frágil. La primera incluye un modelo de ataque preferencial, modelo de ruptura de la película, el último involucra procesos de clivaje y la teoría de fragilización por hidrógeno [10].

Basado en la morfología de fractura de la muestra, existen dos clases de SCC: SCC transgranular (TGSCC) e intergranular (IGSCC). La TGSCC es un modo principal. La mayoría de las aleaciones tienen estructura cristalina HCP, las cuales son susceptibles a clivaje debido a que hay menos sistemas de deslizamientos disponibles. Por ejemplo, el Mg puro sufre TGSCC, también las aleaciones de Mg en agua destilada. Este tipo de corrosión en las aleaciones de Mg está relacionada con el hidrógeno.

Evidencias experimentales soportan un mecanismo de fragilización por hidrógeno que incluye:

1. Iniciación de SCC y la propagación son acompañadas por la evolución de hidrógeno
2. Inmersión en una solución agrietante antes de aplicar el esfuerzo produce una fractura similar a una fractura SCC
3. El efecto de pre-inmersión en una solución agrietante es inverso por recocido en vacío o exposición al aire en temperatura ambiente.
4. Pruebas en hidrógeno gaseoso resulta en la misma grieta característica que las producidas en pruebas de soluciones acuosas
5. SCC ocurren las velocidades de las grietas a la cual sólo la adsorción de hidrógeno estarían presentes en la punta de la grieta.

SONG infiere que placas de AZ31 fueron susceptibles a SCC en agua destilada, solución ASTM 1387, soluciones de 0,01mol/L y 0,1mol/L NaCl . El rol de disolución anódica es

producido por defectos superficiales que promueven la producción de hidrogeno y entran en el interior del material; el hidrogeno puede reducir la resistencia cohesiva de las aleaciones de magnesio, resultando en fragilización por hidrogeno.

La teoría de hidruros de magnesio es propuesta debido a observaciones de aproximadamente de $1\mu\text{m}$ de espesor de una película frágil de MgH_2O sobre una superficie de fractura de SCC en Mg. La corrosión intergranular bajo tensión no es el modo principal de fractura en el magnesio. La fragilización por hidrogeno no siempre es el primer mecanismo para el SCC de crecimiento de grietas.

TGSCC no esta relacionado con precipitados de cualquier clase. IGSCC ha sido relacionado con ataque galvánico localizado de la matriz cuando es acoplada con precipitados catódicos de limite de grano $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ [10].

5.5.2. Factores de influencia en el comportamiento de corrosión

5.5.2.1. Influencia metalúrgica

La figura 10 muestra el efecto de 14 elementos sobre el desempeño a la corrosión en agua salada del magnesio en una aleación binaria con el incremento de los niveles de los elementos individuales. Seis de los elementos en la figura 10 (aluminio, manganeso, sodio, silicio, estaño y plomo) más torio, zirconio, berilio son conocidos que tienen pequeño efecto destructivo sobre el desempeño de la corrosión en agua salada del magnesio puro cuando están presentes a niveles que excediendo su solubilidad solida o arriba de un máximo de 5 %. Cuatro elementos en la figura (cadmio, zinc, calcio y plata) tienen medio a moderado efectos aceleradores sobre las tasas de corrosión, mientras los otros cuatro (hierro, níquel, cobre y cobalto) tienen efectos destructivos extremadamente debido a sus bajos limites de solubilidad solida y su habilidad para servir como sitios catódicos activos para la reducción del agua. Estos elementos deben mantenerse sus niveles bajo sus límites de solubilidad individual para obtener buena resistencia a la corrosión [9].

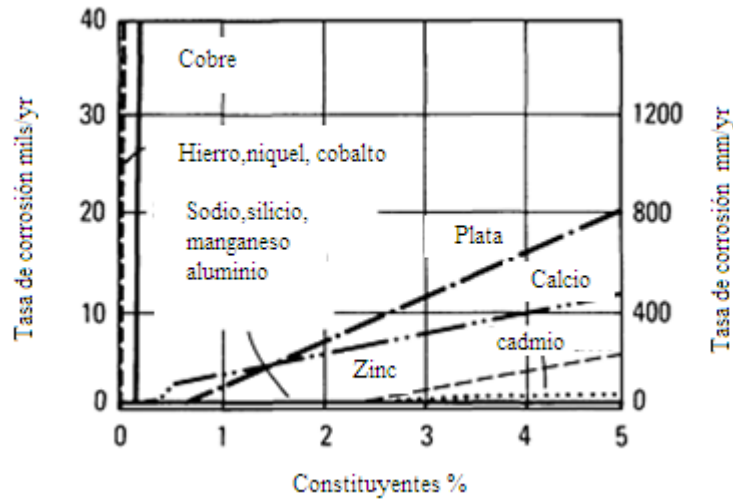


Figura 10. Efecto de aleantes y metales contaminantes sobre la tasa de corrosión del magnesio determinado por la inmersión alternada en 3% de una solución de NaCl.

5.5.2.2. Elementos de aleación

Los elementos principales de aleación son Al, Zn, Mn y los que perjudican el comportamiento a la corrosión Fe, Co, Ni y Cu en las aleaciones de magnesio. La resistencia a la corrosión se mejora con el contenido de aluminio. Por ejemplo la tasa de corrosión de AZ91, AZ61 y AZ31 en 5% de NaCl se incrementa con la disminución de el contenido de Al. Para AE42, ZAC8506 y AZ91D, la tasa de corrosión disminuye en la secuencia: AE42>ZAC8506>AZ91D.

La composición de segregación en la micro estructura tiene una importante influencia sobre el comportamiento a la corrosión. Por ejemplo, pruebas de corrosión en cámara salina para aleaciones de magnesio que contienen Mn o Mg-Al tales como la AM50 y AM20, muestran que los picados inician bajo áreas de Al, la matriz fue atacada en forma de fisura. Las fisuras inician en locaciones de picados y usualmente paran al frente de área de alta segregación de Al. La continua alta segregación de Al parece contribuir mucho más a detener la propagación de las fisuras de corrosión que las discontinuidades, más o menos aislados, partículas de $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$.

Mn puede mejorar la resistencia a la corrosión de las aleaciones de magnesio; pero esto no es siempre el caso. La tasa de corrosión de las aleaciones de magnesio está relacionada con el contenido de Fe y relación de Fe/Mn. La fase binaria Al-Mn con más bajo relación Al/Mn tiene más alto potencial catódico. Por lo tanto, la tasa de corrosión se incrementa cuando el Mn es adicionado a las aleaciones Mg-Al para formar Al-Mn y fases inter metálicas Al-Mn.Fe.

Zr puede estabilizar la fase matriz del magnesio y reduce su tasa de corrosión. El efecto benéfico del Zr no se puede extender a las aleaciones con demasiado Zr. El exceso de Zr

puede conducir a la precipitación de Zr en la matriz. Lo que perjudicial para el comportamiento a la corrosión.

Además, las tierras raras mejoran también la resistencia a la corrosión de las aleaciones de magnesio, pero esto es afectado por el medio y el valor del pH.

La influencia en el contenido de cobre en la micro estructura y la resistencia de AZ91 basado en aleaciones secundarias de Mg fue reportado. La adición del cobre en la aleación AZ91D resulta en un refinamiento de grano y la formación adicional de fases Mg-Al-Cu-Zn. Con el incremento del contenido de cobre en los inter metálicos, el potencial de corrosión libre cambiara a valores más nobles causando un gran problema de corrosión local galvánica. Arriba de cierta cantidad, la fase beta puede ser capaz de embeber inter metálicos ricos en cobre, esto previene directamente el contacto entre la matriz del magnesio y los inter metálicos ricos en cobre.

La susceptibilidad de la corrosión bajo tensión se incrementa cuando el contenido de Al se incrementa de 1% a 8 %. La adicción de Zn incrementa la susceptibilidad a SCC. Hay conflictos reportados sobre la influencia de otros elementos tales como Mn-, Nd, Zr, Cd, Ce, Sn. [10]

Considerando la composición de la aleación, es generalmente asumido que el aluminio mejora la resistencia a la corrosión de aleaciones de magnesio inmersas en soluciones acuosas que contienen cloruros. Aleaciones que contienen entre un 8-10% de aluminio están entre las más resistentes a la corrosión. Sin embargo, resultados aparentemente contradictorios son encontrados en la literatura, lo que sería debido a niveles diferentes de impurezas o causados por micro estructuras diferentes como un resultado de los métodos de procesamiento [11].

5.5.2.3. Micro estructura y segundas fases

La fase beta es catódica con respecto a la matriz. Esto juega un papel dual, dependiendo de su fracción de volumen ($f = V_{\beta} / V_{\alpha}$) en la micro estructura. Esto puede ser usado no solo como una barrera de la corrosión, sino también como un cátodo que causa corrosión galvánica. Si f es bajo, la fase beta actúa como un cátodo que puede acelerar la corrosión general de la matriz α -Mg; si f es alto la fase beta puede ser una barrera que inhibe la corrosión general. LUNDER^[11]. estudio el papel de la fase beta en la corrosión de la aleación AZ91, se sugiere que la fase beta tiene las buenas propiedades de dos metales (su resistencia a la corrosión es similar al Mg en soluciones alcalinas y Al en soluciones neutras); además, la resistencia a la corrosión es mejor que el Mg y Al en soluciones alcalinas. KO investigo el efecto de la fase beta ($Mg_{17}Al_{12}$) sobre el comportamiento a la corrosión de AZ91D, su potencial de corrosión libre se incrementa de -1.648 a -1.585V (vs SCE), la profundidad de los picados del espécimen después de las pruebas potencioestáticas

disminuyeron de 590 a 240 μm , la tasa de corrosión disminuye de 1.73 a 0.31 mm/a, con un incremento en la fracción de volumen de la fase beta de 0 a 10.3%.

Partículas de AlMn son comúnmente observadas en la micro estructura de las aleaciones de Mg-Al. La tabla 1 muestran que el potencial de corrosión de AlMn son mas altos que de $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$. Por ejemplo, un picado de una aleación extruida AM60 -en una solución de 3.5% de NaCl es causado por partículas de AlMn, primero que la fase beta (fig. 1). Finalmente, el análisis XPS revela que la capa de corrosión de MnAl estaba constituida principalmente de un hidróxido de aluminio [10].

5.5.2.4. Tamaño de grano

El rápido proceso de solidificación puede refinar la micro estructura lo que es benéfico para las propiedades de corrosión. Puede cambiar el mecanismo de corrosión; cambiando la corrosión por picado de aleaciones de magnesio Mg-Al a corrosión general. Las superficies o capas desnudas de aleaciones de magnesio Mg-Al fundidas en coquilla con granos muy finos, alta fracción de volumen beta y distribución continua de la fase beta a lo largo de los limites de grano tiene una más alta resistencia a la corrosión que su interior. Es lo mismo que las aleaciones de magnesio AZ91D (nominalmente 9% Al, 1% Zn y 0.5 % Mn; balance de Mg en porcentaje de peso) fundidas en coquilla tienen mejor resistencia a la corrosión que los lingotes.

5.5.4. Influencias ambientales

5.5.4.1. Atmosferas

Una limpia, superficie de magnesio desprotegida expuesta a atmósferas interiores o exteriores libres de sal desarrollaran una película gris que protege el metal de la corrosión, mientras causa solo una perdida insignificante en las propiedades mecánicas. Cloruros, sulfatos y materiales extraños pueden mantener la humedad sobre la superficie promoviendo la corrosión y el picado de algunas aleaciones a menos que el metal esté protegido por un recubrimiento apropiadamente aplicado.

Las películas superficiales que ordinariamente se forman sobre aleaciones de magnesio expuestas a la atmósfera dan protección limitada de posteriores ataques. El magnesio sin protección y sus aleaciones son resistentes a atmosferas rurales y moderadamente resistentes a atmosferas industriales y suaves atmosferas marinas.

La composición de los productos de corrosión que se forman sobre el magnesio puede variar de una locación a otra y de la exposición interior o exterior. Análisis de difracción de rayos X de productos de corrosión raspados de lingotes de magnesio después de 18 meses de exposición en atmosfera rural han mostrado la presencia de varios carbonatos hidratados de magnesio, incluyendo $\text{MgCO}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$, $\text{MgCO}_3 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$, y $3\text{MgCO}_3 \cdot \text{Mg}(\text{OH})_2 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$. En una atmosfera industrial carbonatos básicos e hidratados fueron encontrados, junto con sulfito de magnesio ($\text{MgSO}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$) y sulfato de magnesio $\text{MgSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$. [9]

Ese análisis, además de análisis similares después de cortos periodos de exposición, indican que la reacción primaria en la corrosión del magnesio es la formación de hidróxido de magnesio $\text{Mg}(\text{OH})_2$, seguido de una reacción secundaria con ácido carbónico a convertirse a hidróxido a un carbonato hidratado. En atmosferas contaminadas con compuestos de azufre, sulfitos y sulfuros pueden también estar presentes en los productos de corrosión. Los sulfatos pueden ser formados por la reacción de gases ácidos de azufre con $\text{Mg}(\text{OH})_2$ o MgCO_3 . [9]

La corrosión de aleaciones de magnesio se incrementa con la humedad relativa. A 9.5 % de humedad, ni el magnesio puro ni sus aleaciones exhibe evidencia de superficies de corrosión después de 18 meses. A 30% de humedad, sólo menos corrosión puede ocurrir. A 80% de humedad, la superficie puede exhibir considerable corrosión. En atmosferas marinas cargadas pesadamente con sal las aleaciones de magnesio requieren protección para prolongar su supervivencia. [9]

El magnesio revela buena resistencia a la oxidación en ambientes secos a temperatura ambiente. Sin embargo, la susceptibilidad a la corrosión se incrementa con la humedad relativa y la temperatura. De acuerdo a la teoría de Splinter, el efecto perjudicial de la humedad relativa está asociado con la disociación del vapor de agua, quien participa en el proceso de oxidación en la superficie; así, más rápido espesa la película superficial a una mayor exposición de vapor de agua. Con respecto a la influencia de temperatura, ha sido sugerido que, a temperaturas bajas, la película de óxido crece de acuerdo a los mecanismos de Cabrera-Mott, donde el espesor de la película es proporcional a la temperatura. [12]

La presencia de NaCl y/o CO_2 en la atmosfera afecta el mecanismo de corrosión de las aleaciones de magnesio en ambientes húmedos. Alta susceptibilidad a la corrosión fue encontrada en presencia de NaCl y ausencia de CO_2 , con corrosión localizada y formación de hidróxido de magnesio como principal producto de corrosión. Por otra parte, la presencia de 350 ppm de CO_2 y concentración de NaCl en el rango de 0-70 $\mu\text{g}/\text{cm}^2$, diferentes estudios reportan tasas de corrosión entre 3 y 4 veces más bajo comparado con atmosferas libres de CO_2 . En la presencia de CO_2 , el mecanismo de corrosión aparece en la forma de corrosión general con el desarrollo de una película de óxido gris sobre la superficie. El incremento de la resistencia a la corrosión ha sido atribuido a la formación de carbonato de magnesio sobre la superficie la cual puede bloquear el proceso de corrosión.[12]

5.6. TÉCNICAS DE EVALUACIÓN A LA CORROSIÓN

5.6.1. *Espectroscopia de impedancias electroquímica (EIS)*

La técnica de espectroscopia de impedancia Electroquímica (EIS por sus siglas en ingles), es un método electroquímico utilizado en estudios de corrosión, el cual se basa en el uso de una señal de corriente alterna (CA) que es aplicada a un electrodo (metal de corrosión) y determinando la respuesta correspondiente.

En el procedimiento experimental mas comúnmente usado, se aplica una pequeña señal de potencial (E) a un electrodo y se mide su respuesta en corriente (I) a diferentes frecuencias. No obstante, en ciertas circunstancias, es posible aplicar una señal pequeña de corriente y medir la respuesta en potencial del sistema. Así, el equipo electrónico usado procesa las mediciones de potencial-tiempo y corriente-tiempo, dando como resultado una serie de valores de impedancia correspondientes a cada frecuencia estudiada. Esta relación de valores de impedancia y frecuencia se denomina “espectros equivalentes”.

En el caso de los estudios de corrosión que utilizan la técnica de EIS, los espectros de impedancia obtenidos suelen ser analizados mediante circuitos eléctricos, compuestos por componentes tales como resistencias (R), capacitancias (C), inductancias (L), etc. Combinados de tal manera que reproduzcan los espectros de impedancia medidos. Estos circuitos eléctricos son denominados “circuitos eléctricos equivalentes”. [26]

La impedancia es un término que describe la resistencia eléctrica (R), utilizada en circuitos de corriente alterna (CA). En un circuito de corriente directa (CD) la relación entre la corriente (I) y el potencial (E) esta dada por la ley de ohm.

$$E=IR \quad (1)$$

En donde E es en volts, I en amperes y R en ohms. En el caso de una señal alterna la expresión equivalente es la siguiente.

$$E= IZ \quad (2)$$

En la ecuación 2 Z representa l impedancia del circuito, con unidades de ohm. Es necesario hacer notar la diferencia de la resistencia, la impedancia de un circuito de CA depende de la frecuencia de la señal que sea aplicada. La frecuencia (f) de un sistema de CA se expresa en unidades de hertz (Hz) o números de ciclos por segundo (s-1).

De esta manera, es posible definir la admitancia (Y) de un circuito de CA. La admitancia es el reciproco de la impedancia y es un parámetro de importancia en los cálculos matemáticos que involucra la técnica y por otra parte, los equipos usados en estudios de EIS miden en realidad la admitancia.

$$Y=1/Z = I/E \quad (3)$$

La impedancia de un sistema a cada frecuencia esta definida por la razón entre la amplitud de la señal de corriente alterna y la amplitud de la señal de potencial alterno y el ángulo de fase. Un listado de estos parámetros a diferentes frecuencias constituye el “espectro de impedancia”. El desarrollo matemático de la teoría que fundamenta la técnica de EIS permite describir la impedancia de un sistema en términos de un componente real y un componente imaginario (asociado a la raíz cuadrada de -1).

El análisis de la información generada por la técnica de espectroscopia de impedancia electroquímica depende, como en la mayoría de las técnicas electroquímicas, del tipo de información que el usuario requiera. Dos tipos de análisis pueden considerarse: grafico y ajuste de los datos obtenidos, a la respuesta de circuitos eléctricos equivalentes.

Existen casos en los cuales, la mayoría de la información requerida por el usuario puede ser obtenida mediante la inspección de los grafico correspondientes conjuntamente con cálculos simples. Lo anterior es particularmente cierto cuando, por ejemplo, la estimación de la velocidad de corrosión de un sistema dado, es el parámetro de interés para el usuario.

5.6.1.1. Circuitos eléctricos equivalentes para sistemas de corrosión

Un circuito equivalente es una combinación de elementos pasivos (resistencias, capacitancias, inductores y otras formas de impedancias distribuidas) que dan la misma respuesta, a toda frecuencia de una celda de corrosión.

Cuando el análisis de los datos de EIS se realiza mediante un ajuste de los datos experimentales a un circuito eléctrico equivalente, se obtienen valores de diferentes parámetros eléctricos. Estos valores son utilizados para obtener información, tanto de la velocidad de corrosión como de mecanismos de corrosión.

5.6.1.2. Circuito equivalente

Todos los electrodos muestran una capacitancia, denominada “capacitancia de la doble capa” (C_{dl}), la cual es independiente de reacciones farádicas, las cuales contribuyen con una pseudo capacitancia (C_s) a la impedancia total del sistema.

Por otra parte, en una celda electroquímica existe también una resistencia eléctrica, asociada a la resistencia del electrolito, entre el punto en el cual se mide el potencial (usualmente la punta del capilar de Luggin) y el electrodo de trabajo, (R_{sol}). Esta resistencia también se hará manifiesta en la impedancia total del sistema.

Existen algunos tipos de espectros de impedancia que, en representaciones de Nyquist, pueden presentar semicírculos en el cuarto cuadrante o bien pequeños círculos anexos a uno principal, mismos que incluso pueden envolver al principal y continuar hasta el segundo cuadrante. Estos comportamientos han sido asociados a fenómenos de adsorción- desorción de especies en la superficie del electrodo, fenómenos que alteran el potencial del electrodo

y la velocidad de corrosión del metal. Los circuitos equivalentes que han sido propuestos para modelar este tipo de espectros de impedancia, pueden incluir elementos inductivos o bien combinaciones RC con valores negativos. [26]

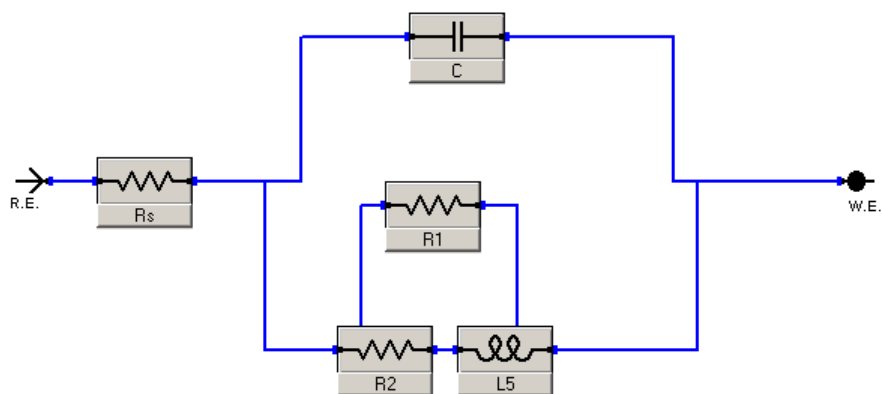


Figura 11. Circuito equivalente.

C Capacitancia de la doble capa y **R1** es la resistencia de transferencia de carga, cuando estas están en paralelo la respuesta se caracteriza por la presencia de un semicírculo.

El siguiente paso que permite obtener un símil de una reacción electroquímica y que complica el análisis es, agregar una resistencia en serie al circuito paralelo RC, misma que puede representar la resistencia de la solución, R_{sol} . Esta situación tiene el efecto de transportar el semicírculo, a valores mayores en el eje de la impedancia real (Z') del gráfico.

la resistencia **R2** y la inductancia **L5** están asociados a fenómenos de adsorción-desorción, que se explican en el párrafo de arriba.

El espectro de magnesio consiste de un arco capacitivo en el rango de alta frecuencia y un arco inductivo en el rango de baja frecuencia. Acorde a estudios relevantes [27] el arco capacitivo en la alta frecuencia puede ser relacionado por la combinación en paralelo de la capacitancia de la interface y la resistencia (**R1**) de transferencia de carga, en este caso la **R1** es usada para evaluar la resistencia a la corrosión de las muestras. La curva inductiva a baja frecuencia se puede atribuir a películas parcialmente protectoras sobre la superficie de las aleaciones de magnesio y que pueden ser explicados por la teoría propuesta por CAO y ZHANG. [27]

5.6.2. Curvas de polarización Tafel

Las curvas Tafel, permiten determinar la velocidad de corrosión de una forma rápida y sencilla al conocer los valores de las pendientes de las curvas anódicas, catódica y el valor de la corriente de corrosión.

Para generar las curvas Tafel, se necesita un potenciostato -galvanostato el cual debe ser acoplado a la celda de tres electrodos (electrodo de trabajo, contraelectrodo, electrodo de

referencia) el cual genera una variación de potencial que producirá cambios en la corriente. Para obtener estas curvas es necesario graficar Potencial vs log Corriente

La velocidad de corrosión se expresa en unidades de $\mu\text{m/y}$ y se calcula por medio de la relación:

$$V_{\text{corr}} = (3.27 \times I_{\text{corr}} \times W) / (\rho \times n)$$

Donde:

W es el peso atómico del metal

ρ la densidad y n el numero de electrones transferidos en la reacción de oxidación de los átomos el metal.

Los datos obtenidos en el ensayo se grafican como el potencial (V) en el eje de las ordenadas versus la densidad de la corriente (log I_{corr}).

Para obtener el valor de la densidad de corriente en los puntos de intersección de las curvas Tafel se debe aplicar el antilogaritmo al valor correspondiente de la densidad de corriente.

6. DESARROLLO EXPERIMENTAL

6.1 MATERIALES.

Para este proyecto se utilizaron placas cortadas de perfiles extruidos de la aleación de magnesio AZ31B, con una composición aproximada mostrada en la tabla 2.

Estas placas tienen un espesor de 3mm, y fueron cortadas a una longitud de 160 milímetros por 80 milímetros de ancho.

6.2 PROCESOS DE SOLDADURA.

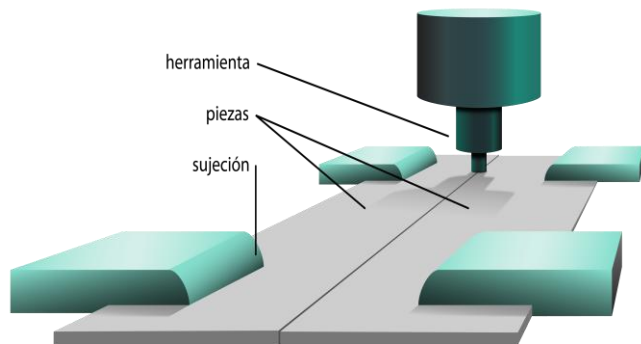
Se utilizaron dos procedimientos de soldadura, el primero es el método de unión en estado sólido de fricción-agitación y el segundo es el método por fusión convencional denominado como GTAW o TIG. Para ambos casos las soldaduras se unieron a tope, en posición plana.

6.2.1. Montaje del proceso SFA

Después de tener las placas cortadas se realizó el proceso SFA. Este se realizó utilizando una fresadora universal que se encuentra ubicada en el taller de maquinas herramientas de la Escuela de Ingeniería Mecánica, esta se adapta a las condiciones necesarias para realizar dichas operaciones.



a.)



b.)

Figura 12. a.)Fresadora universal. b.) montaje proceso SFA

Las placas se colocan a tope sobre la superficie de la fresadora y se ubica la herramienta sobre ellas para iniciar el proceso (descrito en el marco teórico). Los parámetros utilizados se muestran en la tabla 5.

Velocidades de rotación (rpm)	1800 y 900
Velocidad de avance (mm/min)	250, 125, 160 y 80
Inclinación de la herramienta(°)	1
Penetración de la herramienta(mm)	2.9

Tabla 5. Variables del proceso SFA

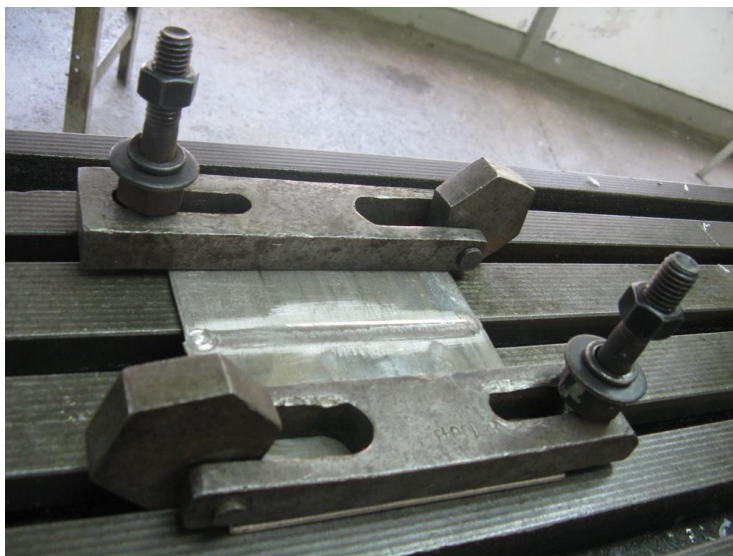


Figura 13. Soldadura por fricción agitación.

En este proceso la herramienta (figura 5) juega un papel importante, la que se utilizó en este proyecto consta de un acero H13 maquinado con una geometría de tornillo cilindro de rosca ordinaria en el pin, el cual posteriormente fue tratado térmicamente para lograr una dureza mínima de 55 HRC, la superficie del hombro es lisa; con las dimensiones mostradas en la Tabla 7.

Parámetro	Medida (mm)
Diámetro del hombro	6,0
Diámetro del pin	2,0
Longitud del pin	2,9
Rosca	Derecha

Tabla 6. Dimensiones de la herramienta utilizada.

6.2.2. Montaje del proceso TIG

Para el proceso de soldadura TIG se utilizó el equipo que se encuentra ubicado en la escuela de Ingeniería de Materiales, la pistola de soldadura se montó en un carro llamado tortuga eléctrica que permite una velocidad de avance uniforme.

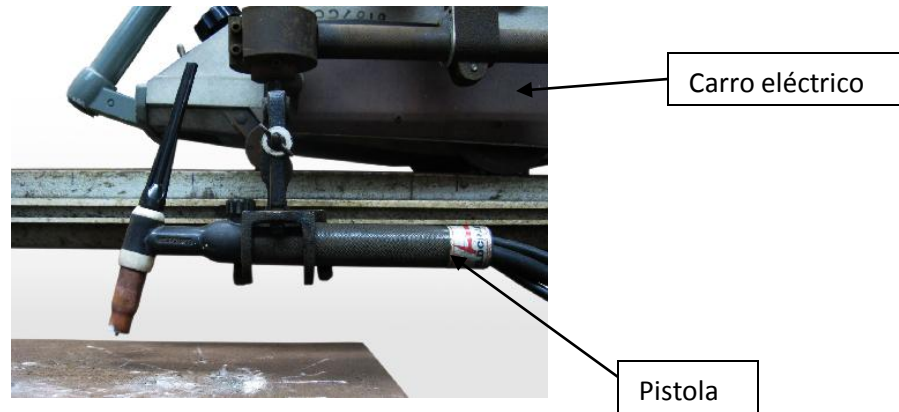


Figura 14. Montaje proceso TIG

Se trabajó con una velocidad de avances de 2mm/s, la salida de argón fue de 20 l/min, con una tensión de voltaje de 15V, una corriente de 60A y con fuente de alta frecuencia condiciones necesarias para la soldadura de materiales no-ferrosos como el Mg y el Al.

6.3. ENSAYOS DE VELOCIDAD DE CORROSION.

Para evaluar el comportamiento a la corrosión de las soldaduras realizadas por los procesos TIG y SFA, se realizaron las técnicas de evaluación a la corrosión, espectroscopia de impedancia electroquímica (EIS) y curvas de polarización Tafel, mediante los siguientes procedimientos:

6.3.1. *Preparación de superficies.*

Para las pruebas electroquímicas las placas de la aleación después de soldadas se cortaron de forma transversal al cordón de soldadura con un ancho de 15mm. Las placas después de cortadas fueron pulidas con diferentes papeles de lija iniciando con el número 180 hasta el número 1000.

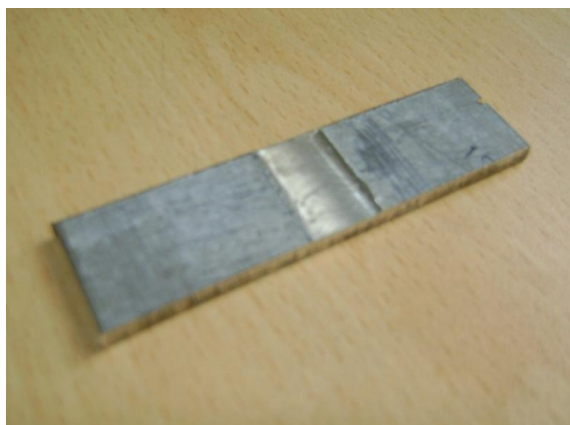


Figura 15. Probeta cortada para ensayo electroquímico.



Figura 16. Probetas soldada, pulida y después del ensayo electroquímico.

6.3.2. Medio y condiciones de ensayo

Todos los ensayos electroquímicos se realizaron con inmersión de las muestras en una solución con 3,5% de cloruro de sodio analítico (Panreac PA131655.1211 NaCl-99,0%). El tipo de electrodo de referencia usado en todos los ensayos fue un electrodo de Ag/AgCl de tipo analítico Electrochemistry BAS (MF-2052 RE-5B), el cual tiene un potencial de +0,194 V respecto al electrodo de referencia de hidrógeno a 25° C. Todos los potenciales están referidos al potencial del electrodo de Ag/AgCl. En ensayos potencioestáticos y de espectroscopia de impedancias se usó un contra electrodo de platino. La temperatura de trabajo de los ensayos fue de 25° C, controlados con una oscilación de $\pm 0,1^{\circ}$ C. Para evitar la contaminación del medio de trabajo, tanto las muestras como los electrodos empleados se limpiaban con agua bidestilada y se secaban al aire antes de sumergirlos en el fluido.

Las técnicas electroquímicas se realizaron según los estándares ASTM G1 y G3 relativos a los ensayos de electroquímica.

El equipo utilizado para llevar a cabo estos ensayos se muestra en la figura 17.

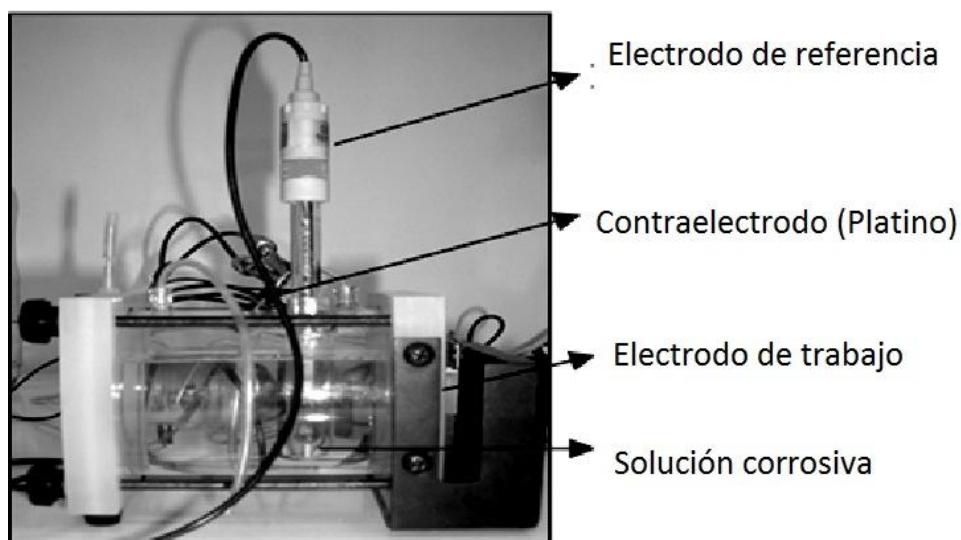


Figura 17. Equipo para ensayos electroquímicos.

6.3.1.1. Curvas de polarización tafel

Los diagramas de Tafel se obtuvieron a una velocidad de barrido de 0,125 mV/s en un rango de voltajes de -0,25V a 0.6V empleando un área expuesta de 1 cm².

6.3.1.2. Espectroscopia de impedancia electroquímica (EIS)

Los diagramas de Nyquist se obtuvieron realizando barridos de frecuencia en el rango de 0,001 Hz hasta 100 KHz, empleando una amplitud de la señal sinusoidal de 10 mV.

Los circuitos equivalentes mostrados, se realizaron simulaciones con ajuste no-lineal mediante el software de Gamry a fin de ajustar los datos obtenidos. El principal parámetro obtenido mediante la espectroscopia de impedancias ha sido la resistencia de transferencia de cargas de las muestras estudiadas. A partir de los parámetros calculados por simulación, se calcularon las resistencias de transferencia para todas las muestras. Todas las muestras presentan elevadas resistencias de transferencia, indicativas de una muy reducida intensidad de corrosión. Se observa que la resistencia de transferencia de las muestras bicapas generan un elevado valor comparado con el sustrato y las monocapas, se observa que el aumento en el número de bicapas incrementa el valor de la resistencia a la polarización.

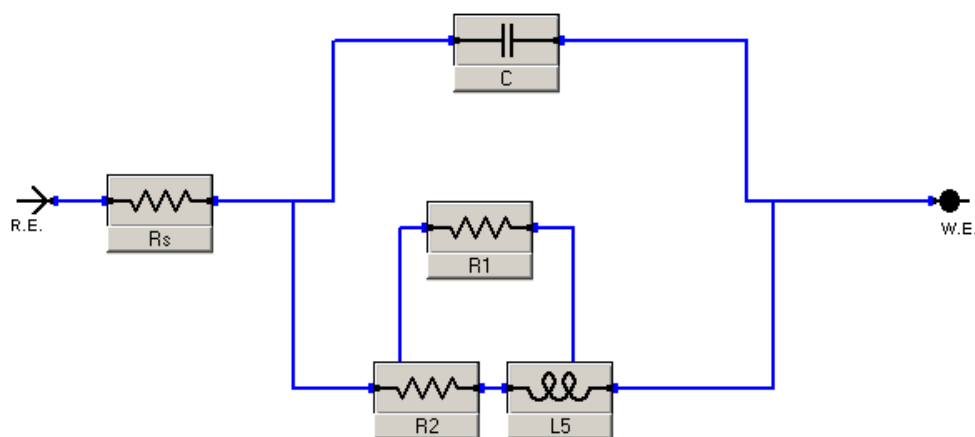


Figura 18. Circuito equivalente para simular los resultados de EIS

6.4. SEM

Para analizar las superficies de las aleaciones de magnesio después de la evaluación electroquímica se realizó la microscopia electrónica de barrido. Para estas se empleó un área expuesta de 1 cm^2 como muestra la figura 19.

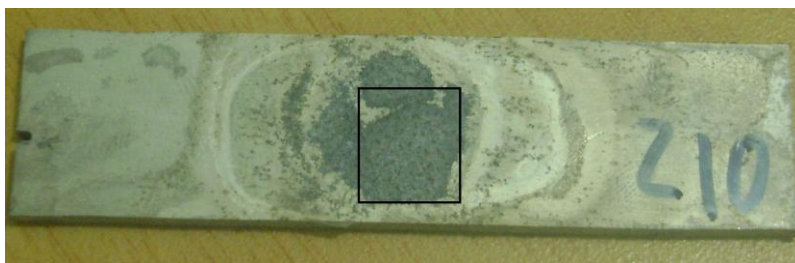


Figura 19. Área de exposición para SEM.

6.5. METALOGRAFÍA

La evaluación de los cambios micro estructurales debido a los ciclos térmicos experimentados por los procesos de soldadura se llevaron a cabo con un análisis metalográfico, la determinación del tamaño de grano se elabora utilizando la técnica de interceptación circular.

7. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

7.1. ANÁLISIS VISUAL

Análisis visual SFA. La figura 20 muestra las variaciones en los cordones de soldadura al variar las velocidades tanto de avance como de rotación, presentando unos aspectos más suaves aquellos que se trabajaron con velocidades de rotación de 900 RPM.

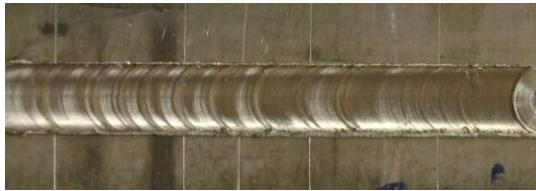
El acabado superficial es superior al presentado por los métodos convencionales de fusión, sin requerir tareas adicionales de limpieza o mejoramiento superficial.



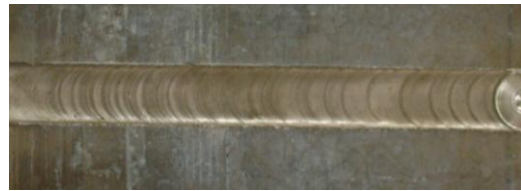
a.)



b.)



c.)



d.)

Figura 20. Superficies soldadas: a.) soldadura SFA 900/80, b.) soldadura SFA 900/125
c.) soldadura SFA 1800/160 d.) soldadura SFA 1800/250

De acuerdo a otras investigaciones [7][13] se pueden producir porosidades cuando hay falta de presión o velocidades excesivas en el proceso, las relaciones con las que se obtuvieron las soldaduras son óptimas y no generan estos defectos a nivel superficial y tampoco a nivel microestructural.

Análisis Visual TIG. En la Figura 21 se aprecia el cordón de soldadura realizado mediante el proceso TIG. Aunque el proceso se realiza con una máquina para controlar la velocidad de avance, hay fluctuaciones debido al arco eléctrico. La unión no presentó defectos en el examen visual, de esta forma se puede llevar a cabo la comparación con este proceso.



Figura 21. Superficie soldada proceso TIG.

7.2. ENSAYOS ELECTROQUÍMICOS

7.2.1. Curvas de polarización tafel.

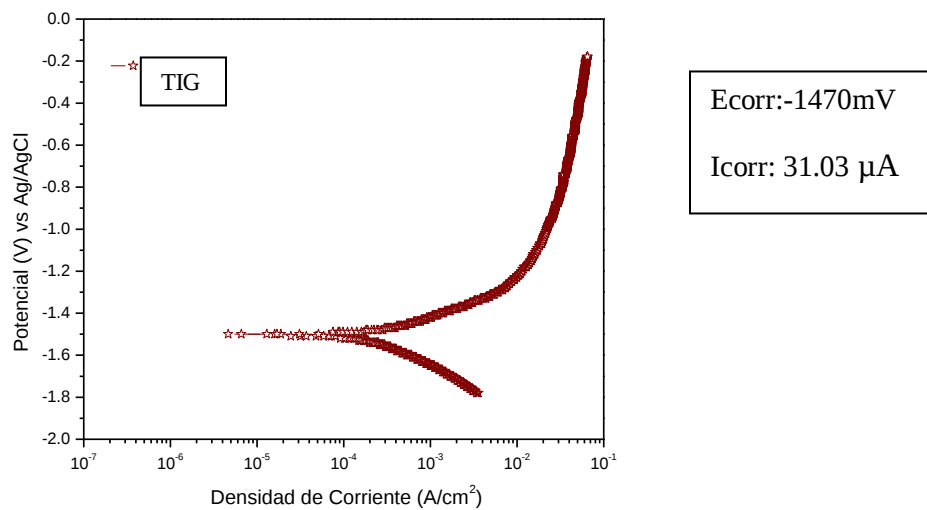


Figura 22. Curva de polarización tafel proceso TIG.

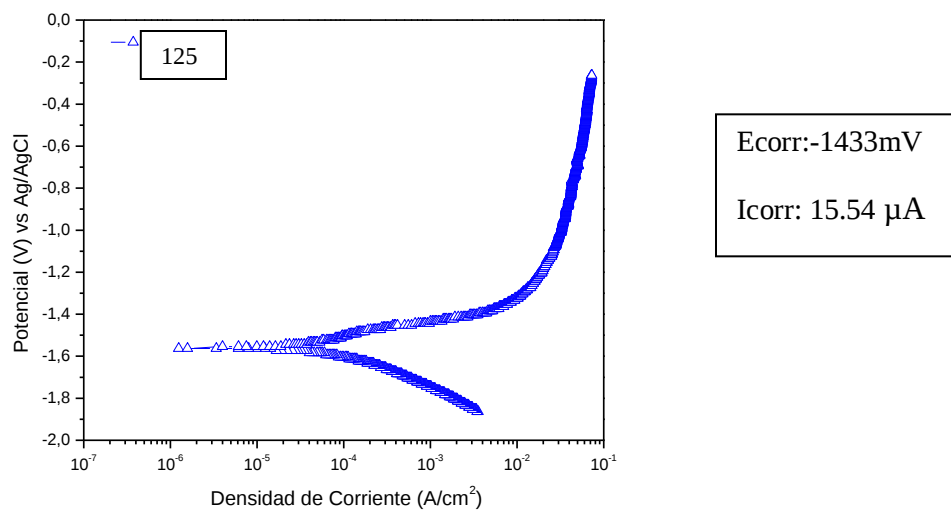


Figura 23. Curva de polarización tafel proceso SFA 900/125.

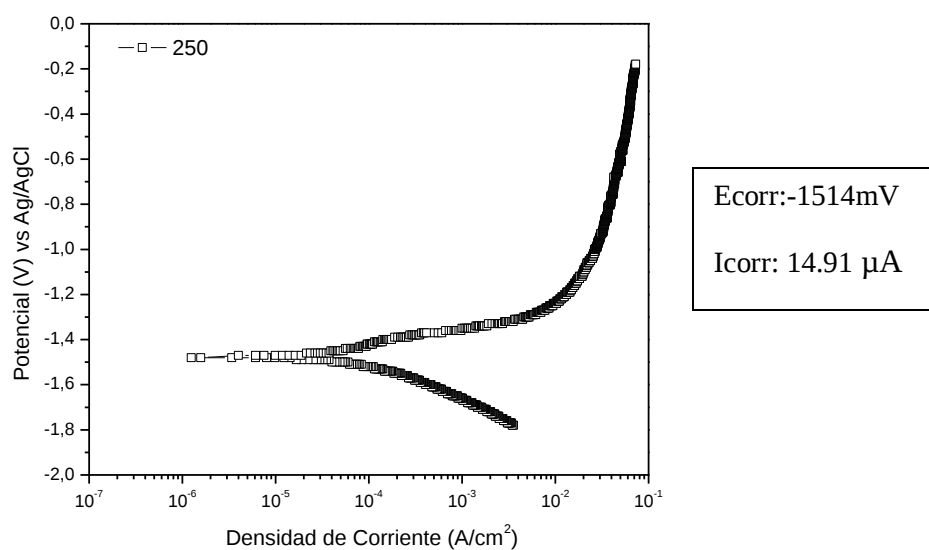


Figura 24. Curva de polarización tafel proceso SFA 1800/250.

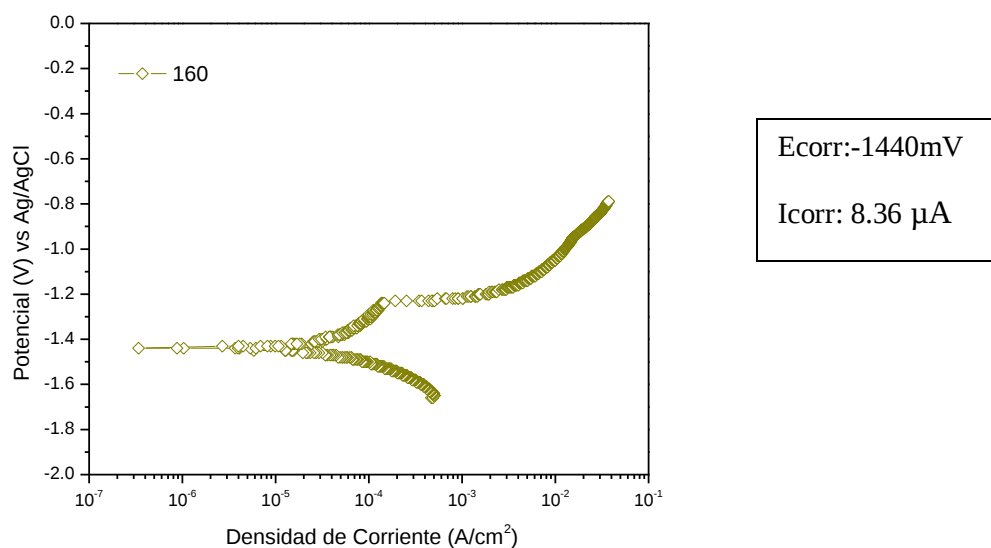


Figura 25. Curva de polarización tafel proceso SFA 1800/160.

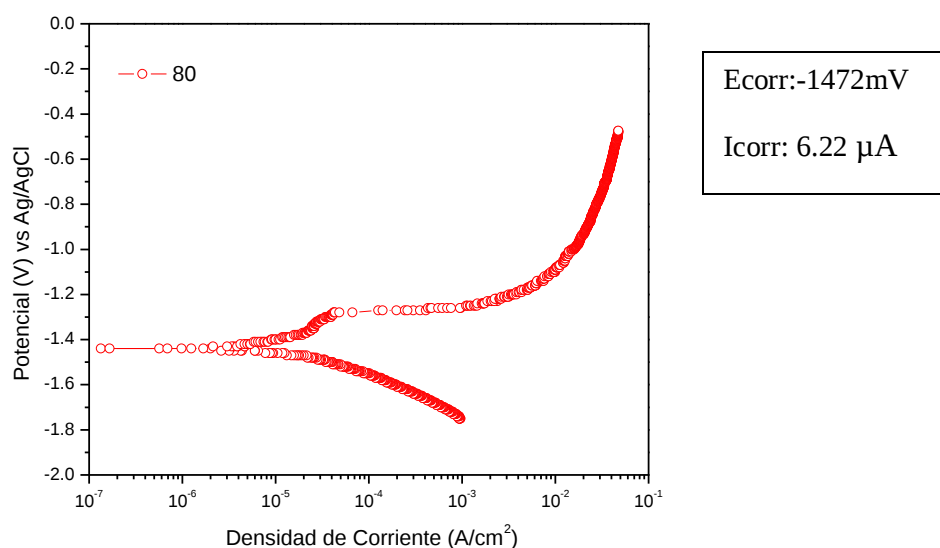


Figura 26. Curva de polarización tafel proceso SFA 900/80.

En la figuras 22, 23, 24, 25, 26 se observan las curvas de polarización para las soldaduras del proceso TIG y SFA en un medio salino, la muestra denominada 900/125, muestra una tendencia a generar potencial anódicos, las curvas de polarización referenciadas como 1800/250 y 900/80 muestran una disolución general en la región anódica, la probeta que muestra la mayor tendencia a degradarse es la del proceso TIG que se observa mejor en los valores tabulados en la tabla 7.

En la tabla 7, se observan los valores de las curvas de polarización en una región de $\pm 250\text{mV}$ cercano al potencial de corrosión de cada una de las soldaduras, obteniéndose unos valores similares de densidad y velocidad de corrosión para las soldaduras con alto valor de relación de velocidad, además se obtiene que al disminuir esta relación se obtiene un aumento de la velocidad de corrosión, esto corrobora lo que se observa en la técnica de espectroscopia de impedancia electroquímica, en donde la impedancia total del sistema es similar para la relación de velocidades altas (1800/160 y 900/80), y pequeña para la velocidades bajas (900/125 y 1800/250).

Proceso	Ecorr(mV)	Icorr (μ A)	Corrosión (mpy)
TIG	-1470	31,03	31,13
FSW1800/160(11.02)	-1440	8,36	6,92
FSW 1800/250 (7,14)	-1514	14,91	12,38
FSW 900/125 (7,14)	-1433	15,54	12,87
FSW 900/80(11.02)	-1472	6,22	5,04

Tabla 7. Resultados curvas de polarización Tafel

Según los valores tabulados en la tabla 7 la muestra con una relación 900/125 muestra una tendencia a generar potenciales anódicos, y se muestra una variabilidad en las demás muestras, siendo la relación 1800/25 la que presenta el valor de potencial inferior, de acuerdo a esto se espera que los valores con un potencial superior tendrán una mayor estabilidad termodinámica.

Pero si comparamos la muestra 900/125 que debe presentar mayor estabilidad con la muestra de 900/80, vemos que la velocidad de corrosión para la relación mayor es menor, que es producto de los ciclos térmicos y mecánicos debidos al proceso y causan la modificación de la superficie.

7.2.2. Espectroscopia de impedancia electroquímica (EIS)

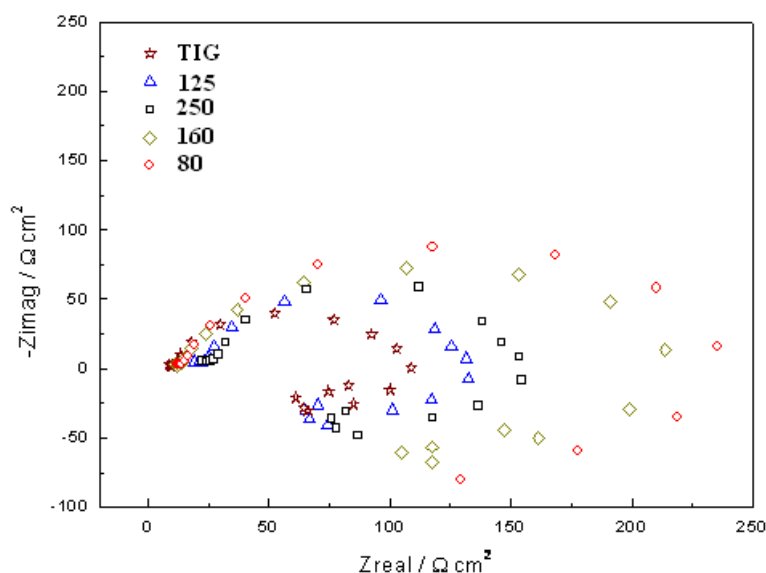


Figura 27. Espectros de impedancia de las muestras soldadas proceso TIG y SFA.

En la Figura 27, se muestran los diagramas de Nyquist correspondiente a la aleación AZ31B, soldadas por el proceso de fricción-agitación. Para las soldaduras que se trabajaron con relaciones velocidad de rotación/ velocidad de avance (V_r/V_a) 18000/160 y 900/80 se generan los mayores valores de impedancia total, que para las trabajadas a una relación menor, esto es debido al fenómeno de disminución de velocidad, la cual afecta el mecanismo debido a la influencia de los parámetros del proceso en la micro estructura de las aleaciones de magnesio soldadas por fricción-agitación, y se ha observado que el tamaño de los granos recristalizados puede disminuir con un decrecimiento en la velocidad de rotación para una velocidad de avance constante o disminuyendo la relación de velocidades $V_{\text{rel}} = V_r/V_a$

Los espectros de impedancias obtenidas por EIS, en un análisis cualitativo se puede observar que de acuerdo a su forma se presentan los mismos mecanismos de corrosión; las curvas de mayor radio tienen mayor resistencia a la transferencia de carga y una menor velocidad de corrosión, se puede ver que las probetas soldadas con una relación mayor (V_r/V_a) presentan mayor resistencia, pero de acuerdo a la grafica el mayor radio lo presentó la probeta con una V_a de 80 por lo tanto al compararse con las curvas de polarización Tafel se obtiene la menor corriente de corrosión (tabla 7). También se observa que al disminuir la relación V_r/V_a se genera una disminución en el radio de las curvas generando así una mayor corriente de corrosión.

Por otra parte el proceso TIG es el que presenta de acuerdo al espectro una menor resistencia a la transferencia de carga generando una mayor velocidad de corrosión, resultados que concuerdan con los obtenidos en las curvas de polarización expuestos en la tabla 7.

En la figura 18, se observa el circuito equivalente obtenido para las soldaduras, los elementos que se representan están relacionados con el fenómeno de degradación que sufrieron estas probetas al someterse al medio, la descripción R_s corresponden a la resistencia de la solución, R_1 y C son los elementos que simulan la interface electrolito - capa protectora de MgO , L_5 y R_2 están asociados a fenómenos de adsorción - desorción de especies en la superficie del electrodo, fenómenos que alteran el potencial del electrodo y la velocidad de corrosión del metal.

7.2.3. Metal base.

En una segunda evaluación se realizaron las pruebas electroquímicas para el material base y para las muestras soldadas por SFA.

En la tabla 8 se observan las velocidades de corrosión para el material base y el proceso SFA.

Proceso	$E_{corr}(mV)$	$I_{corr} (\mu A)$	Corrosión (mpy)
Metal base	-1490	8,19	4,39
FSW1800/160(11.02)	-1490	11,20	5,98
FSW 1800/250 (7,14)	-1570	52,20	27,96
FSW 900/125 (7,14)	-1580	93,20	49,99
FSW 900/80 (11.02)	-1560	25,50	13,69

Tabla 8. Resultados curvas de polarización Tafel.

Cuando se observan los espectros de impedancia EIS (figura 28), el material base (al que no se aplico el proceso SFA) presenta la mayor resistencia, según esto, este presentaría una velocidad de corrosión más baja, lo que sugiere que al aplicar el proceso fricción –agitación este disminuye la resistencia a la corrosión, esto concuerda con lo reportado en la literatura [1] [30] y los resultados obtenidos en la prueba Tafel.

Si observamos el potencial (E_{corr}), siendo el valor de potencial el que determina su estabilidad termodinámica, teniendo en cuenta que a un mayor potencial de corrosión, dicha estabilidad se hace cada vez mayor, además de que muestra la tendencia del material bien sea a iniciar un proceso corrosivo (comportamiento anódico) o que el material no manifieste alteración en sus propiedades debido a que prevalece la reacción catódica.

Los potenciales (E_{corr}), mas bajos corresponden a las relaciones de velocidad con un valor más bajo (7), de acuerdo a esto estas muestras presentan menor estabilidad que el material base y las relaciones de velocidad mayores (11).

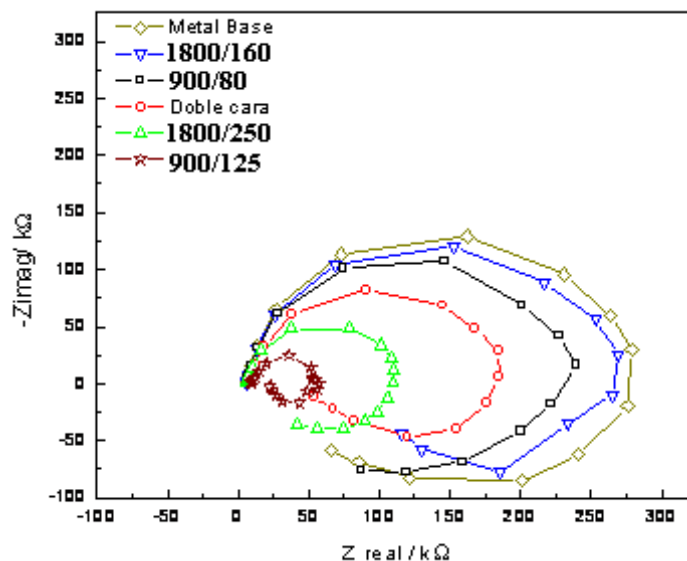


Figura 28. Espectros de impedancia metal base y proceso SFA.

Al comparar los valores de la tabla 8, se ve que el proceso SFA con una relación de V_a/V_r de 11, sigue presentando una mayor resistencia a la corrosión, comprada con la relación menor de 7, además se ve una diferencia más marcada entre las dos relaciones de 11 y 7, comparada con los valores presentados en la tabla 7.

El valor obtenido para el metal base es el menor comparado con los demás valores, indicando que después de aplicar el proceso de soldadura el material ha sufrido cambios en su estructura debido al proceso mecánico y térmico, y estos se ven reflejados en los valores que se muestran en la tabla 8.

7.3. MICROESTRUCTURA

7.3.1. *Proceso TIG*

La microestructura después de realizar el proceso de soldadura TIG se observa en las figuras 29 y 30, en ellas se muestran las zonas que se producen debido a los ciclos térmicos dados del proceso.

En la figura 29 se observa la zona de fusión donde se presentan granos finos equiaxiales con precipitados de una segunda fases.

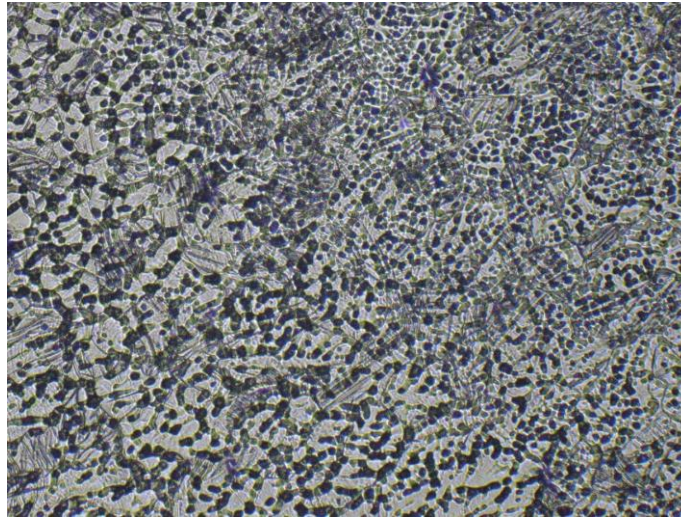


Figura 29. Microestructura: zona fundida, 200x

En la figura 30 se observa la región de transición entre el zona fundida (ZF) y el metal base (MB) donde se observa el crecimiento dendrítico debido al proceso de solidificación en la soldadura.

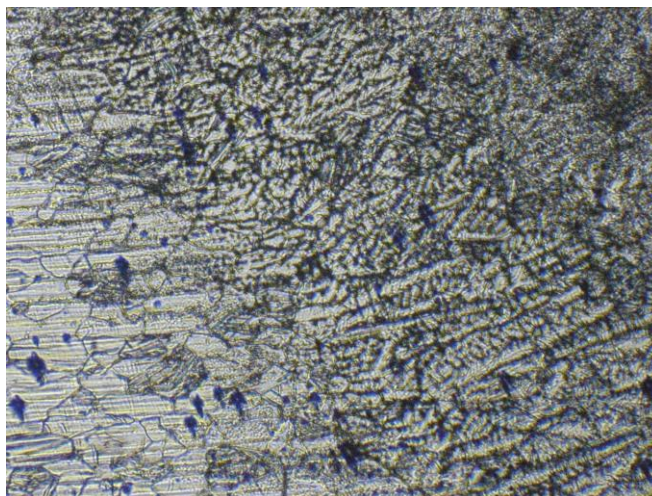


Figura 30. Microestructura: zona de transición metal base y zona fundida, 100x

En sistemas que contienen reacciones eutécticas, debido a la rapidez, las tasas de enfriamiento de no-equilibrio en la soldadura y la baja difusividad en estado sólido, continuamente se incrementa la solidificación de dendritas en el contenido de soluto con respecto al material previamente solidificado resultando en micro segregación.

La consecuencia de esta micro segregación es que el último líquido que solidifica tiene una composición eutéctica y solidifica como dos fases [14].

Algunos investigadores llevaron a cabo el proceso de soldadura TIG sobre aleaciones de magnesio AZ31 y observaron que en la zona de soldadura se presentan diferentes fases en ese caso 3, en especial el inter metálico Al_8Mn_5 y esta fase tienen una diferencia de potencial con respecto a la matriz de Mg, sugiriendo que estos se comportan como cátodos locales cuando esta es inmersa en una solución agresiva, reduciendo la resistencia a la corrosión de la aleación debido a la alta diferencia de potencial, además una alta cantidad en una de estas fases crea más sitios micro galvánicos. Siendo posible lo que esté ocurriendo en nuestro caso. Este comportamiento descrito por [14] es similar al hallado en este estudio.

Además debido a que el proceso TIG es un proceso donde las temperaturas alcanzadas en el ciclo térmico del proceso son mayores que en la SFA, las zonas afectadas por el calor son mas amplias, lo que genera una mayor área y como la velocidad de corrosión se ve afectada por las modificaciones que se generen en una superficie; se va a producir una mayor disolución en este proceso, como lo indican los gráficos y tablas señalados anteriormente.

7.3.2. Proceso SFA

En la figura 31 Se observa las diferentes zonas que se producen en el proceso, en la zona inferior derecha se ven los granos del material base en este caso de una solución sólida de magnesio, la zona superior izquierda la zona agitada debido al tamaño de los granos se ve una región homogénea y no se alcanzan a distinguir los pequeños granos. Una región intermedia donde se ven unas bandas de deformación. En esta imagen se puede ver que no solo la disminución del tamaño de grano, si no las diferentes zonas de interface forman una celda de corrosión, esta diferencia actúa como una fuerza impulsora del proceso corrosivo.

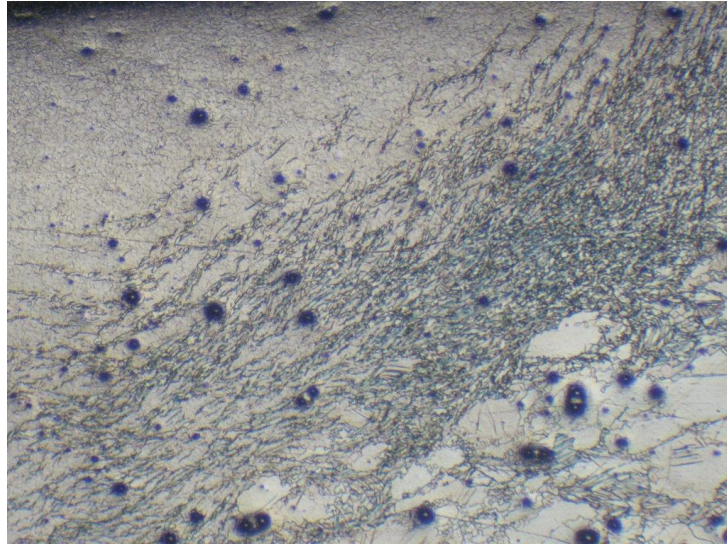


Figura 31. Microestructura: Zonas de transición; zona agitada, termo mecánica y metal base.50x.

A continuación se presentan cada una de estas zonas a un mayor aumento:

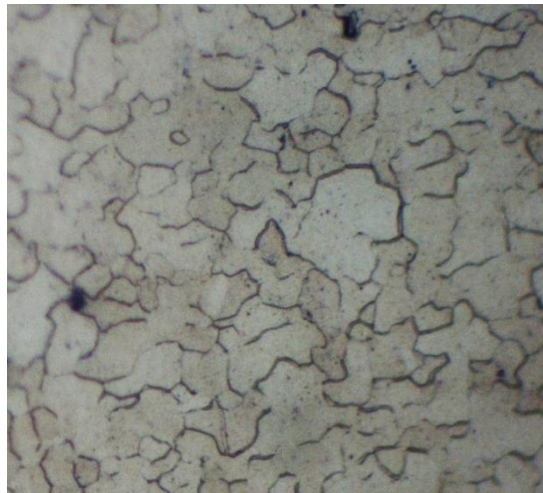


Figura 32. Microestructura: Zona agitada. (500x)

Esta zona (figura 32) experimenta el calentamiento más intenso generado por la fricción y la mayor deformación plástica causada por el proceso, lo que conlleva a una recrystalización dinámica, generando así la micro estructura convirtiéndola en la zona de mayor interés. Y las diferencias encontradas en las velocidades de corrosión se generan debido a la variación del tamaño de los granos en esta zona.

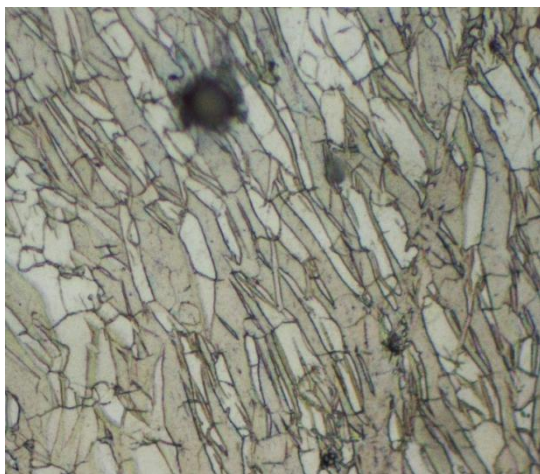


Figura 33. Microestructura: Zona termo mecánicamente afectada (ZTMA) ,500x.

La ZTMA (figura 33) se caracteriza por una estructura deformada. Los granos alargados del metal base fueron deformados por un flujo ascendente alrededor de la región central.

Aunque la ZTMA experimenta una deformación plástica, no ocurre recristalización en esta zona debido a una insuficiente tensión de deformación. Sin embargo la disolución de algunos precipitados puede presentarse en esta zona, debido a altas temperaturas durante la SFA.



Figura 34. Microestructura: Zona termicamente afectada, 500x.

Después de la ZTMA se encuentra la zona termicamente afectada (ZTA) figura 34. Esta zona experimenta un ciclo térmico, pero no presenta ningún tipo de deformación plástica, los granos de la ZTA conservan la misma estructura del metal base.

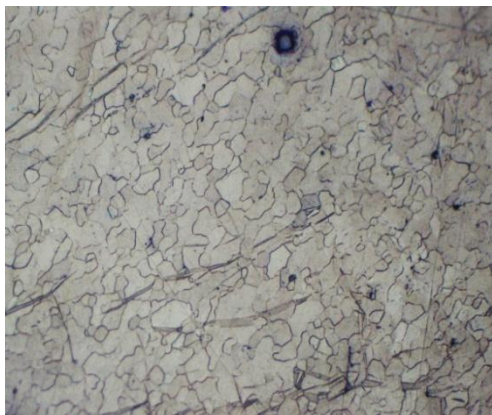
En este trabajo de acuerdo a los resultados obtenidos para las soldaduras que se trabajaron con relaciones (V_r/V_a) 900/125 y 1800/250 se generan corrientes de corrosión mayores que para las trabajadas a 900/80 y 1800/160, esto es debido a que durante el proceso SFA se

produce en la zona central una re-cristalización dinámica produciendo granos finos y equiaxiales y han observado que el tamaño de los granos recristalizados puede disminuir con un decrecimiento en la velocidad de rotación para una velocidad de avance constante o disminuyendo la relación de velocidades $V_{rel} = V_r/V_a$.

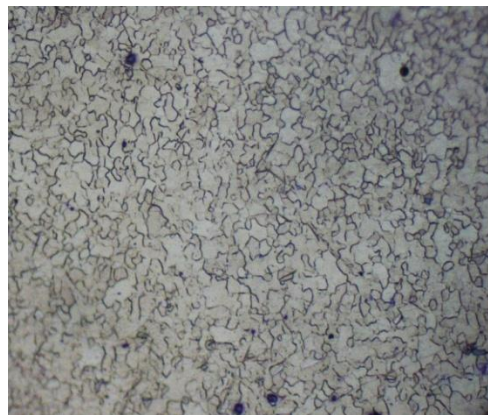
De acuerdo a las investigaciones realizadas por G: Ben Hamu et al [16] un refinamiento de grano y mayor numero de dislocaciones producen un aumento en la corrosión, también se ha observado que un recocido el cual reduce las dislocaciones pero que no modifique el tamaño de grano presenta una mejor resistencia a la corrosión, de acuerdo a esto en las relaciones de velocidad menores en el proceso SFA, el tamaño de grano puede ser menor o las densidad de dislocaciones es mayor en estos casos, lo que esta sucediendo de acuerdo a los resultados obtenidos.

Por otra parte en la aleación AZ31B, La fase principal es α -Mg y Al_8Mn_5 . La fase β no es reconocida debido al bajo contenido de de Al en la aleación [16] debido a esto los fenómenos de corrosión que se presentan son atribuidos a el tamaño de grano, las dislocaciones y la distribución de estas.

Según una investigación realizada en aleaciones de magnesio AZ31B soldadas con el proceso FSW se presenta para una misma velocidad de rotación, un tamaño de grano mayor cuando la velocidad de avance disminuye, el tamaño de grano más pequeño producido en la zona central inducido por una mayor velocidad es atribuida a una entrada de calor más baja. También cuando se disminuye la velocidad de rotación se observa un aumento en la resistencia mecánica, lo que está relacionado con la barrera que se produce en los límites de grano más pequeños al paso de las dislocaciones, y esto en este caso va asociado a los resultados obtenidos.[17]



a.)



b.)

Figura 35. Microestructuras: a.) zona agitada relacion de velocidades 900/80, 200x. b.) zona agitada relacion de velocidades 900/125, 200x.

En la figura 35 se observa la diferencia en el tamaño de grano de dos procesos de soldadura por fricción-agitación donde a variado la velocidad de avance, cuando esto sucede hay una entrada mayor de calor en la relación mayor y un aumento en el tamaño del grano. En la figura 35a se obtuvo un valor de tamaño de grano promedio de 13,3 micras, y para la figura 35b el tamaño de grano promedio 7,3 micras.

Según la investigación realizada por D. Betancourt et al [7] la metalografía muestra que existe una variación en el tamaño de grano, presentando un tamaño de grano más refinado cuando se trabaja en el proceso de soldadura por fricción-agitación cuando la velocidad de rotación es constante, y con una velocidad de avance de 250 comparado con la velocidad de avance 160, Corroborando lo obtenido en este trabajo.

7.4. EVALUACIÓN SUPERFICIAL Y MECANISMO DE CORROSIÓN.

Después de observar los resultados de los ensayos electroquímicos y las microestructuras generadas, la diferencia existente entre los procesos de soldadura estudiados es la esperada de acuerdo a lo reportado teóricamente [2] [11] [14] [16], esto se debe principalmente a la modificación producida en la superficie y zonas afectadas térmicamente de las soldaduras, debido a los ciclos térmico producidos en TIG y termo mecánicos producidos en SFA.

Al observar la microscopia electrónica de barrido hechas sobre las superficies de las aleaciones de Mg, después de haber sido sometidas al proceso de evaluación electroquímica, se puede observar en todas las probetas una película que presenta grietas, (de acuerdo a Jian-Wei Chang et al [29] estas se deben a la deshidratación de la película después del secado con aire y el vacío de la cámara de SEM) no es compacta y totalmente heterogénea.

Cuando se observan los valores tabulados en las tablas 9 y 10 se observa la composición en dos zonas, una donde se ha formado una película y la otra una región descubierta de esta, resaltando en la tabla el alto valor del contenido de oxígeno, mientras que en la región descubierta hay una variación tanto de oxígeno como de carbono, sugiriendo que el nivel de estos elementos varía de acuerdo a la profundidad de la capa formada como lo sugieren otras investigaciones.

Cuando el magnesio es expuesto a aire húmedo su superficie es cubierta por una película de óxido/hidróxido de unos pocos nanómetros. De acuerdo a Nordlien[12] la película formada sobre la superficie de aleaciones aluminio-magnesio expuesto a 65% de humedad relativa revela una estructura de dos capas. La presencia de CO_2 fácilmente difunde dentro de esta capa, reaccionando y formando carbonato de magnesio, lo cual ha sido reportado reduce la susceptibilidad a la corrosión localizada del magnesio expuesto al aire húmedo. [12]

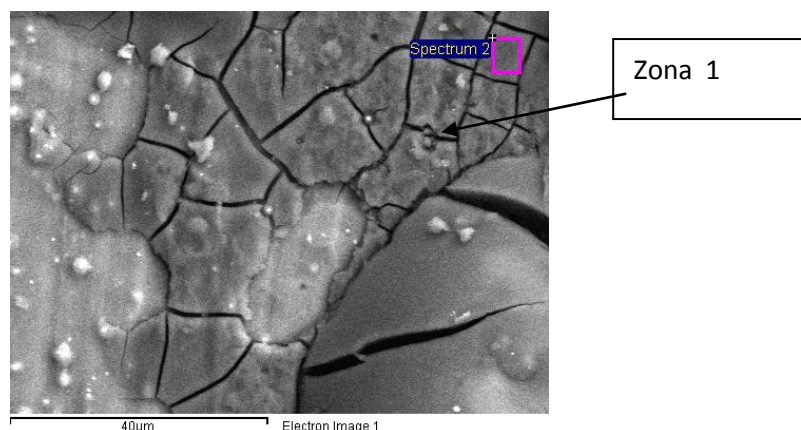


Figura 36. Productos de corrosión soldadura TIG.

Elemento	Peso%	Atómico%
O	62,47	72,14
Mg	34,13	25,94
Al	0,40	0,27
Si	0,65	0,43
Cl	2,35	1,22
TOTAL	100	

Tabla 9. Contenido de la zona 1

Al observar los valores de la tabla 9, se ve el mayor contenido de oxígeno debido a la gran actividad del Mg, lo que sugiere la presencia de óxidos o hidróxidos.

Elemento	Peso %	Atómico%
C	5,89	10,55
O	14,24	19,15
Mg	77,67	68,71
Al	1,88	1,49
Zn	0,32	0,11
TOTAL	100.00	

Tabla 10. Contenido microfotografía zona 2.

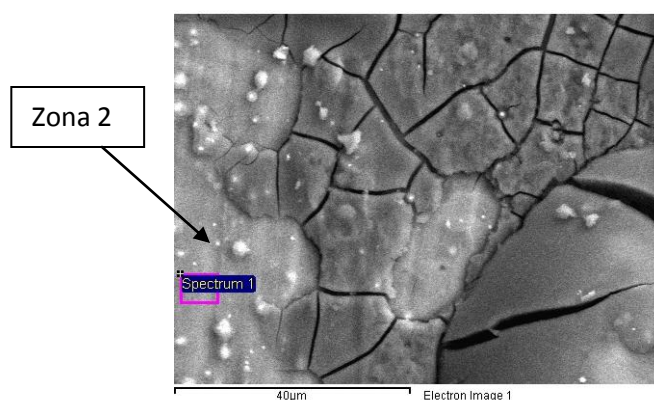
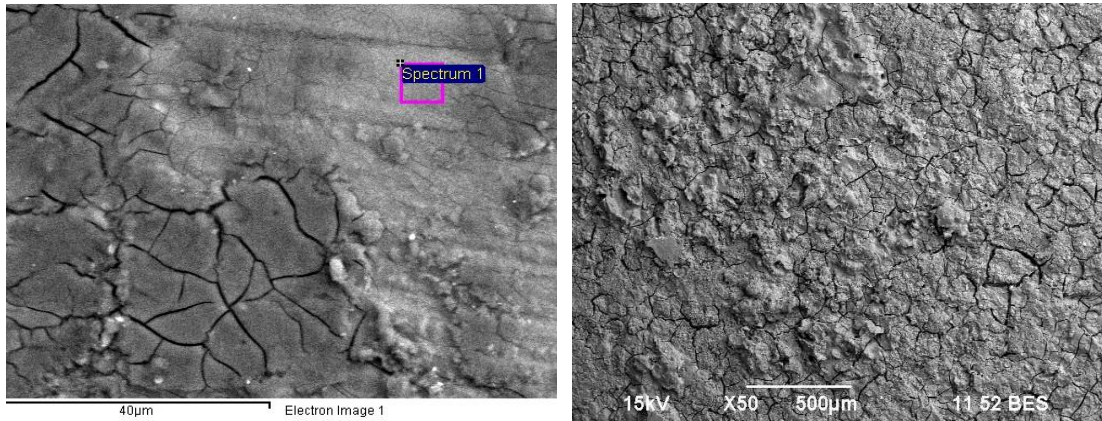


Figura 37. Producto de corrosión.

En esta foto se observa una región descubierta de la superficie referenciada como zona 2, se ve que el contenido de magnesio es mayor, también la presencia de carbono y una reducción en el contenido de oxígeno, debido a las condiciones de evaluación electroquímica realizadas no existe la presencia de CO_2 , para que se produzca el carbonato de magnesio que sugieren otras investigaciones. [12]

Para determinar los productos de corrosión se debe realizar un análisis de DRX, de acuerdo a otras investigaciones [28] [32], el principal producto de corrosión en este caso que se estaría presentando es hidróxido de magnesio.

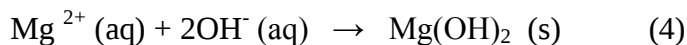
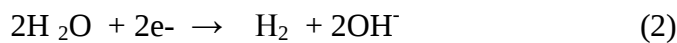
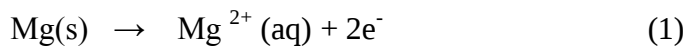


Figuras 38 y 39. Productos de corrosión SFA; Va 80 mm/min.

Las figuras 38 y 39 se observan las superficies del proceso SFA, presentando una apariencia similar a la encontrada en el proceso TIG,

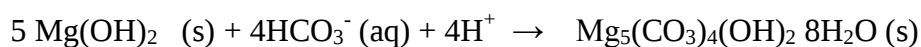
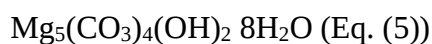
La disolución del magnesio inicia con la adsorción de los iones hidroxilo sobre su superficie, y el hidróxido de magnesio es producido por la reacción electroquímica. Pero los iones de cloro también están presentes en la película y fácilmente penetran la película de hidróxido y forman una sal de cloruro básica.

Acorde al tipo de mecanismo Cabrera-Mott, el magnesio metálico reacciona con O_2 en la solución/aire para formar MgO , la corrosión en una solución neutra procede como sigue;

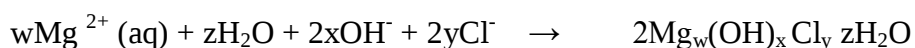


La disolución anódica del magnesio ocurre sobre una fracción de la superficie (Eq. (1)). La reacción catódica sobre AZ31 es la evolución de hidrogeno y la reducción de oxigeno (Eq. (2 y 3)), después, una capa de $Mg(OH)_2$ se forma de acuerdo a la Eq. (4).

Considerando el CO_2 naturalmente presente en el ambiente y disuelto en la superficie del electrolito, el carbonato podría reaccionar con la el hidróxido de magnesio inestable $Mg(OH)_2$ en soluciones donde el pH es menor que 8.5 para formar carbonatos de magnesio complejos como



Cuando el Cl^- esta presente en el electrolito, la película de $\text{Mg}(\text{OH})_2$ es destruida y un componente complejo cloruro-hidroxi-Mg es formado en la estructura de la capa de $\text{Mg}(\text{OH})_2$ (Eq. (6)):



Los productos de corrosión formados sobre las superficies de aleaciones de Mg de la serie AZ están formados por tres capas donde existen variaciones en la concentración tanto de oxígeno como de Mg, y el contenido de Al y Zn se incrementa si se esta en la capa interna. [18]

Esto también depende del tipo de aleación, en este estudio se puede observar las variaciones en las concentraciones tanto de oxígeno como de magnesio, aunque no se distinguen las tres capas como se menciona; se observa una diferencia marcada en composición de acuerdo a las tablas 9 y 10.

Después de remover los productos de corrosión y observar las superficies de las soldaduras, se ve que el tipo de corrosión es general, algunas investigaciones sugieren que hay corrosión localizada. Al no presentarse la formación de una película continua de $\text{Mg}(\text{OH})_2$ y no estar en una zona que permita la formación de una capa pasiva(rango de ph según figura 7), y que al romperse esta promoviera el picado, este no se presenta. Debido a que hay una disolución continua se promueve la corrosión general.

8. CONCLUSIONES

- La soldaduras realizadas mediante el proceso fricción-agitación presentan una mayor resistencia a la corrosión en ambiente marino que la soldadura convencional por fusión TIG. (ya que en el proceso TIG se presentan resolidificación y modificación de las fases, produciéndose una diferencia de potencial con respecto a la matriz Mg, reduciendo la resistencia a la corrosión de la aleación debido a la alta diferencia de potencial, además una alta cantidad en una de estas fases crea mas sitios micro galvánicos) procesos que no se presenta en SFA debido a que este ocurre en estado sólido.
- En el proceso de soldadura fricción-agitación, Una relación velocidad de avance/ velocidad de rotación mayor, presenta mayor resistencia a la corrosión. Además las relaciones menores presentaron una disminución de tamaño de grano, relacionado con una entrada menor de calor. Esta disminución del tamaño de grano perjudica la resistencia a la corrosión en el proceso SFA.
- En ambos procesos la resistencia a la corrosión disminuye, en comparación con el material base.

RECOMENDACIONES

- En lo posible aplicar el proceso de soldadura SFA por las ventajas que presenta respecto a los procesos convencionales en este caso TIG.
- Cuando sea necesario una mayor resistencia a la corrosión es aconsejable trabajar con una relación mayor para obtener así una mejor resistencia.

9. BIBLIOGRAFIA

1. M. Bobby Kannan, W. Dietzel , R. Zeng, R. Zettler , J.F. dos Santos . A study on the SCC susceptibility of friction stir welded AZ31 Mg sheet. Materials Science and Engineering A 460–461 (2007) 243–250. Recuperado el 10 de agosto de 2009 de la base de datos Sciencedirect.
2. Rong-Chang Zeng, Jun Chen , Wolfgang Dietzel b, Rudolf Zettler , Jorge F. dos Santos b,M. Lucia Nascimento , Karl Ulrich Kainer. Corrosion of friction stir welded magnesium alloy AM50. Corrosion Science xxx (2009). Recuperado el 23 de junio de la base de datos Sciencedirect.
3. Jean Herenguel. Metalurgia especial tomo 1: El magnesio y sus aleaciones.1976. pag 289-292.
4. C. Liu, D.L. Chen, S. Bhole, X. Cao, M. Jahazi. Polishing-assisted galvanic corrosion in the dissimilar friction stir welded joint of AZ31 magnesium alloy to 2024 aluminum alloy. MATERIALS CHARACTERIZATION 60 (2009) 370 – 376. Recuperado el 23 de junio de 2009 de la base de datos Sciencedirect.
5. R.W. Fonda, P.S. Pao, H.N. Jones, C.R. Feng,B.J. Connolly, A.J.Davenport. Microstructure, mechanical properties, and corrosion of friction stir welded Al 5456. Materials Science and Engineering A xxx (2009). Recuperado el 23 de junio de 2009 de la base de datos Sciencedirect.
6. ASM HANDBOOK VOLUMEN 2, Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials; 1992.
7. Diana Yadira Betancourt Barragan, Hugo Fernando Sanchez Casalla; Evaluación metalúrgica y mecánica de soldadura por fricción- agitación en la aleación AZ31B.
8. Groover Mikell P. fundamentos de manufactura moderna pag 714-715
9. ASM HANDBOOK VOLUMEN 13, corrosion;1992.
10. ZENG Rong-chang. Review of studies on corrosion of magnesium alloys. Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 16(2006)s763-s771. Recuperado el 23 de junio del 2009 de la base de datos Sciencedirect.
11. CHENG Ying-liang, QIN Ting-wei, WANG Hui-min, ZHANG Zhao. Comparison of corrosion behaviors of AZ31, AZ91, AM60 and ZK60 magnesium alloys. Trans.Nonferrous Met: soc.China19(2009) 517-524. Recuperado el 23 de junio de 2009 de la base de datos Sciencedirect.

12. S. Feliu Jr, A. Pardo, M.C. Merino, A.E. Coy, F. Viejo, R. Arrabal. Correlation between the surface chemistry and the atmospheric corrosion of AZ31, AZ80 and AZ91D magnesium alloys; *Applied Surface Science* 255 (2009) 4102–4108. Recuperado el 23 de junio de 2009 de la base de datos Sciencedirect.
13. R. Nandan , T. DebRoy , H.K.D.H. Bhadeshia. Recent advances in friction-stir welding – Process, weldment structure and properties. *Progress in Materials Science* 53 (2008) 980–1023. Recuperado el 23 de julio de la base de datos Sciencedirect.
14. G. Ben-Hamua, D. Eliezer, C.E. Cross, Th. Bollinghaus. The relation between microstructure and corrosion behavior of GTA welded AZ31B magnesium sheet. *Materials Science and Engineering A* 452–453 (2007) 210–218. Recuperado el 16 marzo de 2010 de la base de datos Sciencedirect
15. Dan Song, AiBin Ma, Jinghua Jiang, Corrosion behavior of equal-channel-angular-pressed pure magnesium in NaCl aqueous solution. *Corrosion Science* 52 (2010) 481–490. Recuperado el 16 marzo de 2010 de la base de datos Sciencedirect.
16. G. Ben Hamua, D. Eliezer, L. Wagner. The relation between severe plastic deformation microstructure and corrosion behavior of AZ31 magnesium alloy. *Journal of Alloys and Compounds* 468 (2009) 222–229 Recuperado el 16 marzo de 2010 de la base de datos Sciencedirect.
17. N. Afrin, D.L. Chena, X. Cao. Microstructure and tensile properties of friction stir welded AZ31B magnesium alloy. *Materials Science and Engineering A* 472 (2008) 179–186 Recuperado el 16 marzo de 2010 de la base de datos Sciencedirect.
18. Comparison of the corrosion behaviour in 5% NaCl solution of Mg alloys NZ30K and AZ91D Recuperado el 7 abril de 2010 de la base de datos Sciencedirect.
19. ASM HANDBOOK VOLUMEN 3; Alloy phase diagrams; julio 1999.
20. Liming Liu, Changfu Dong. Gas tungsten-arc filler welding of AZ31 magnesium alloy. *Materials Letters* 60 (2006) 2194–2197. Recuperado el 7 abril de 2010 de la base de datos Sciencedirect.
21. T. Prosek, A. Nazarov , U. Bexell. Corrosion mechanism of model zinc–magnesium alloys in atmospheric conditions. *Corrosion Science* 50 (2008) 2216–2231. Recuperado el 7 abril de 2010 de la base de datos Sciencedirect.

22. J. a. Esparza, W. C. Davis, E. A. Trillo, l. e. murr. Friction-stir welding of magnesium alloy AZ31b. *journal of materials science letters* 21, 2002, 917– 920. recuperado el 7 abril de 2010 de la base de datos sciencedirect.

23. Juan Zhao, Feng Jiang , Haigen Jian. Comparative investigation of tungsten inert gas and friction stir welding characteristics of Al–Mg–Sc alloy plates. *Materials and Design* xxx (2009) xxx–xxx. Recuperado el 7 abril de 2010 de la base de datos Sciencedirect.

24. A. Squillace, A. De Fenzo, G. Giorleo. A comparison between FSW and TIG welding techniques: modifications of microstructure and pitting corrosion resistance in AA 2024-T3 butt joints. *Journal of Materials Processing Technology* 152 (2004) 97–105. Recuperado el 7 abril de 2010 de la base de datos Sciencedirect.

25. Herbert H. Uhlig; *Corrosion and corrosión control*, Fourth edition; 2008 by John Wiley & Sons. Pag 36.

26. Juan Mendoza Florez, Ruben Duran Romero; *Espectroscopia de impedancia electroquímica en corrosión* .descargado de la red 11/09/2010

27. CHENG Ying-liang, WU Hai-Ian; Corrosion properties of AZ31 magnesium alloy and protective effects of chemical conversion layers and anodize coatings. Descargado de la base de datos Scienca direct 8/02/2010

28. LeiWang, Tadashi Shinohara; Characterization of surface products on AZ31 magnesium alloy in dilute NaCl solution; *Journal of Alloys and Compounds*; 2009. Descargado de la base de datos Scienca direct 8/02/2011

29. Jian-Wei Chang, Xing-Wu Guo, Peng-Huai Fu; Effect of heat treatment on corrosion and electrochemical behavior of Mg–3Nd–0.2Zn–0.4Zr (wt.%) alloy; 2006. Descargado de la base de datos Scienca direct 8/02/2011

30. Ming-Chun Zhao, Patrik Schmutz, Samuel Brunner; An exploratory study of the corrosion of Mg alloys during interrupted salt spray testing; *Corrosion Science* 2009; Descargado de la base de datos Scienca direct 8/02/2011

32. A. Pardo, M.C. Merino , A.E. Coy; Corrosion behaviour of magnesium/aluminium alloys in 3.5 wt.% NaCl; *Corrosion Science*; 2007; Descargado de la base de datos Scienca direct 8/02/2011

33. ASTM G5 Standard Reference Test Method for Making Potentiostatic and Potentiodynamic Anodic Polarization Measurements, West Conshohocken, PA, American Society for Testing and Materials, 2003.

34. ASTM G59-04 Standard Test Method for Conducting Potentiodynamic Polarization Resistance Measurements, West Conshohocken, PA, American Society for Testing and Materials, 2004.

35. Norma ASTM E 112.