

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



T E S I S

Caracterización electroquímica de la aleación AlSi10Mg fabricada por manufactura aditiva (SLM) con diferentes tratamientos térmicos.

Por

Ing. Jesús Marcial Espinosa García

Como requisito parcial para obtener el Grado de MAESTRO EN INGENIERÍA
AERONÁUTICA

Ciudad Universitaria, San Nicolás de los Garza, N.L. Enero 2023

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



T E S I S

Caracterización electroquímica de la aleación AlSi10Mg fabricada por manufactura aditiva (SLM) con diferentes tratamientos térmicos.

Por

Ing. Jesús Marcial Espinosa García

Como requisito parcial para obtener el Grado de MAESTRO EN INGENIERÍA
AERONÁUTICA

Ciudad Universitaria, San Nicolás de los Garza, N.L. Enero 2023

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica
Posgrado

Los miembros del Comité de Evaluación de Tesis recomendamos que la Tesis "Caracterización electroquímica de la aleación AlSi10Mg fabricada por manufactura aditiva (SLM) con diferentes tratamientos térmicos", realizada por el estudiante Jesús Marcial Espinosa García, con número de matrícula 1633600, sea aceptada para su defensa como requisito parcial para obtener el grado de Maestría en Ingeniería Aeronáutica con orientación en: Materiales.

El Comité de Evaluación de Tesis

Dra. Citlalli Gaona Tiburcio
Director

Dr. Francisco Estupiñan López
Co-director

Dr. Facundo Almeraya Calderón
Revisor

Dr. José Angel Cabral Miramontes
Revisor

Dr. Ricardo Orozco Cruz
Revisor

Vo.Bo.


Dr. Santón Martínez Martínez
Subdirector de Estudios de Posgrado



Institución 190001

Programa SG3512

Acta Núm. 4173

Ciudad Universitaria, a 24 de Mayo de 2023.

Agradecimientos

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) por el apoyo económico brindado durante mis estudios.

A la Universidad Autónoma de Nuevo León y dentro de ella a la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica donde realicé mis estudios de licenciatura.

A el departamento de Corrosión lo cual lo conforman el Dr. Facundo Almeraya, Dra. Citlalli Gaona, Dr. Francisco Estupiñán y Dr. José Cabral.

Le doy las gracias y mi más sincero agradecimiento al Dr. Francisco Humberto Estupiñán López por sus invaluable consejos y apoyo durante mis estudios de maestría, además de brindarme su amistad.

De igual manera mis sinceros agradecimientos al Dr. José Ángel Cabral Miramontes por brindarme sus consejos y amistad.

A la Dra. María Lara por el apoyo con los equipos de microscopia utilizados.

A mis compañeros de laboratorio ya sea de licenciatura, maestría o doctorado que me brindaron su consejo y amistad. Brisa, Adrián, Jesus, Jocelyn, Joel, Edson, Miguel.

A mis padres por el apoyo incondicional y empujarme a seguir a delante, así como a desarrollarme cada ves más.

Resumen

La degradación de un material debido a el medio ambiente es muy común en la industria, siendo la corrosión un fenómeno a tomar en cuenta. Debido a las nuevas tecnologías existe una falta de información sobre la caracterización de la corrosión de los materiales con dichas tecnologías por eso se debe llevar a cabo investigaciones que ayude a satisfacer la demanda de información. La fusión selectiva por láser es una técnica de la manufactura aditiva que permite genera pieza con geometrías complejas, con bajas densidades y con buenos acabados. Y que se ha observado buenos resultado de densidad y propiedades mecánicas. El objetivo es estudiar el comportamiento electroquímico de la aleación AlSi10Mg fabricada mediante fusión selectiva por láser con diferentes tratamientos térmicos dependiendo la dirección de edificación. Para realizar este estudio se utilizó las pruebas electroquímicas, Curva de polarización electroquímica (CPC) y Ruido electroquímico (Re), así como el Microscopio electrónico de barrido (MEB), para observar, la morfología de la corrosión generada por las pruebas. Se atacarán las muestras con solución Keller y Weck y se visualizaron en el Microscopio óptico la microestructura y MEB para ver microestructura. Se realizarán pruebas de dureza para observar la afectación de los tratamientos térmicos dependiendo de los planos de edificación. Como resultados se tiene un pequeño aumento de la dureza para las muestras envejecida (a 160 °C por 5h) en comparación con las muestras no tratadas térmicamente. Y una disminución en la velocidad de corrosión para las muestras con un tratamiento de envejecido de 170 °C por 2h en comparación de las muestras no tratadas.

Abstract

The degradation of a material due to the environment is very common in the industry, being the corrosion a phenomenon to take into account. Due to new technologies, there is a lack of information on the characterization of the corrosion of materials with these technologies, that is why it is necessary to carry out research to help meet the demand for information. Selective laser melting is an additive manufacturing technique that allows generating parts with complex geometries, with low densities and good finishes. And have been observed good results of density and mechanical properties. The objective is to study the electrochemical behavior of AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting with different heat treatments depending on the direction of edification. To carry out this study the electrochemical tests, Electrochemical Polarization Curve (CPC) and Electrochemical Noise (Re), as well as the Scanning Electron Microscope (SEM), were used to observe the morphology of the corrosion generated by the tests. The samples will be attacked with Keller and Weck solution and visualized in the Optical Microscope the microstructure and SEM to see microstructure. Hardness tests will be carried out to observe the affectation of the thermal treatments depending on the building plans. As results we have a small increase in hardness for the aged samples (at 160 °C for 5h) compared to the non-heat-treated samples. And a decrease in corrosion rate for the samples with an aging treatment of 170 °C per 2h compared to the untreated samples.

Índice

Agradecimientos	4
1. Introducción.....	9
1.1 Planteamiento del problema.....	11
1.2 Hipótesis.....	11
1.3 Objetivos	12
Objetivo general	12
Objetivos Particulares.....	12
1.4 Justificación.....	12
2. Estado del arte	14
2.1 Aleaciones de aluminio	14
2.1.1 Clasificación.....	14
2.1.2 Aleación AlSi10Mg fabricada con manufactura convencional.....	16
2.1.3 Aleación AlSi10Mg fabricada por SLM	17
2.2 Manufactura aditiva.....	20
2.2.1 Técnica de Manufactura aditiva SLM	21
2.2.1.1 Defectos	22
2.3 Tratamientos térmicos.....	24
2.3.1 Tratamientos térmicos para aleaciones de aluminio.....	24
2.3.2 Tratamientos térmicos utilizados en la aleación AlSi10Mg.....	25
2.3.2.1 Tratamientos térmicos por envejecimiento.....	25
2.3.2.2 Tratamiento térmico T6	26
2.3.2.3 Alivio de tensiones residuales	26
2.4 Corrosión.....	26
2.4.1 Principios básicos	27
2.4.1.1 Ánodo y Cátodo.....	27
2.4.1.2 Electrolitos	27
2.4.2.3 Celda de corrosión.	27
2.4.2.4 Potencial de celda y medición de la FEM de una celda.....	28
2.4.2.5 Serie FEM y serie galvánica	29

2.4.2 Tipos de corrosión	32
2.4.2.1 Corrosión General.....	32
2.4.2.2 Corrosión Localizada.....	32
2.4.3 Técnicas electroquímicas.....	35
2.4.3.1 Resistencia a la polarización lineal (RPL).....	39
2.4.3.2 Curvas de Polarización Potenciodinamica (CPP).....	42
2.4.3.3 Ruido electroquímico (RE).....	36
2.4.3.3.1 Inspección directa de registros experimentales.	37
2.4.3.3.2 Análisis estadístico en el dominio del tiempo.....	38
3. Metodología.....	44
3.1 Material	44
3.2 Tratamientos térmicos	45
3.3 Análisis Microestructural	45
3.4 Ensayos de dureza	46
3.5 Ensayos electroquímicos	47
4. Resultados y discusiones	48
4.1 Composición química.....	48
4.2 Análisis Microestructural	48
4.2.1 Análisis de porosidad.....	48
4.2.2 Análisis metalográfico.....	50
4.3 Pruebas de dureza.....	55
4.4 Pruebas de corrosión	56
4.4.1 Ruido electroquímico	56
4.4.1.1 Análisis visual.....	56
4.4.1.1 Análisis Estadístico.....	61
4.4.2 Curvas de Polarización Potenciodinámicas Cíclicas (CPPC).....	61
5. Conclusiones.....	67
6. Referencias	69

1. Introducción

La fabricación aditiva o impresión 3D es una tecnología de rápido desarrollo que promete revolucionar el sector de la fabricación con tiempos de producción más rápidos, menos desperdicio de material y la capacidad de imprimir formas complejas [1]. Existen diferentes procesos de manufactura aditiva (AM, Aditive Manufacturing), entre ellas se tiene el proceso de fusión por lecho de polvo por láser (LPBF, Laser Powder Bed Fusion), también llamado fusión selectiva por láser (SLM, Selective Laser Melting) o sinterización directa por láser de metal (DMLS, Direct Metal Laser Sintering), que funde los polvos metálicos, capa por capa, utilizando un láser controlado por un modelo CAD tridimensional [2]. La técnica de SLM ha sido considerada como uno de los métodos de AM en polvo más eficaces para componentes metálicos. Solo superadas por el acero, las aleaciones de aluminio-silicio se convierten en los segundos metales más utilizados, que se han empleado cada vez más en muchos campos industriales, como aplicaciones automotrices, aeroespaciales y aeronáuticas [3]. Debido al enfriamiento rápido y al gran gradiente de temperatura durante el proceso SLM, los productos están sujetos a tensiones residuales elevadas, que son perjudiciales para sus propiedades mecánicas. Por lo tanto, los tratamientos térmicos siempre se emplean para reducir la mayoría de las tensiones residuales en los productos SLM, con el objetivo de lograr mejores propiedades mecánicas [4, 5]. Hasta ahora, se han realizado esfuerzos para investigar el tratamiento térmico en la aleación AlSi10Mg producida por SLM, por ejemplo, el tratamiento térmico T6, que contiene el procedimiento de tratamiento en solución, enfriamiento con agua y envejecimiento artificial, se adopta a menudo para mejorar las propiedades mecánicas de la aleación AlSi10Mg producida por SLM. La aleación AlSi10mg tiende a mostrar fases refinadas junto con zonas sobresaturadas de Si en la fase α -Al. Esto debido a la adición de Mg en la aleación en una cantidad pequeña, esto hace que la aleación se vuelva susceptible al endurecimiento por precipitación, ya que puede formar partículas de Mg_2Si . [6, 7]. Teniendo en cuenta el ambiente de aplicación, la resistencia a la corrosión es también una de las propiedades a considerar, que puede afectar el rendimiento de servicio de la aleación AlSi10Mg. Las aleaciones tradicionales AlSi10Mg son susceptibles a la corrosión intergranular, que se atribuye a la concentración de Si en exceso de la relación Mg_2Si , la precipitación de Si o la disolución anódica de la fase intermetálica Mg_2Si y según Gu et al.[5, 8] los resultados revelan

que la muestra sin tratar posee la mejor resistencia a la corrosión en una solución de NaCl al 3.5% en peso, lo que indica que la formación de una red de Si continua impide el contacto de la matriz metálica de α -Al y el electrolito subsiguiente y restringe aún más la velocidad de transferencia de iones aluminio. Las partículas de Si aisladas generadas durante el tratamiento térmico provocan una corrosión más severa en el área circundante de la matriz de Al y Y se tiene un aumento en la corrosión de la muestra con el crecimiento de partículas de Si. Zakay, A. and E.J.J. Aghion [9] indicaron que se tiene un mejor rendimiento contra la corrosión con tratamientos térmicos de 200-300 °C durante 2h, esto debido principalmente a la combinación obtenida entre las condiciones de alivio de tensión residual y la estabilización de una fina red de Si dentro de la matriz de α -Al que se generó durante las circunstancias de solidificación rápida del proceso SLM. La temperatura más alta del tratamiento térmico (400 °C) la formación de partículas gruesas de Si y Mg_2Si tuvo un efecto perjudicial sobre el comportamiento de la aleación frente a la corrosión. esto se explica principalmente debido a la precipitación de Si, que es más catódico que el Al y, por lo tanto, crea celdas micro galvánicas que inducen la degradación por corrosión. Cabrini, M., et al, [10] mencionaron que la resistencia a la corrosión es menor al aumentar la temperatura del tratamiento térmico y que la dirección de edificación parece influir en ella, ya que la tensión interna también puede contribuir al inicio de la corrosión localizada. Las tensiones internas en la dirección XZ son mayores que las de la dirección XY, principalmente en la zona donde se tiene dos o más traslapes de pasadas de láser. Cabrini, M., et al., [11] notaron la susceptibilidad de la aleación al ataque de corrosión intergranular después del alivio de tensiones en el rango de 200 a 300 °C, las cuales son temperaturas recomendadas comúnmente para tratamientos térmicos de alivio de tensiones. Los tratamientos térmicos a mayores temperaturas de 400 ° C y 500 ° C producen morfologías de corrosión general.

A pesar de las diversas investigaciones realizadas sobre el efecto que tienen los tratamientos térmicos en la resistencia a la corrosión de aleaciones de aluminio impresas por AM, es importante continuar los estudios de dicho fenómeno incrementando los tratamientos térmicos y variando sus parámetros para identificar su efecto en el comportamiento a la corrosión electroquímica ya que es uno de los fenómenos que más afecta económicamente a la industria. Es importante mencionar que la aleación AlSi10Mg es ampliamente requerida en la industria automotriz, aeronáutica y en aplicaciones militares, debido a su baja densidad combinada con buenas propiedades mecánicas. Por lo anterior, el objetivo de este trabajo es comparar el comportamiento frente a la corrosión

electroquímica en medio salino (NaCl al 3.5%) que presenta la aleación de AlSi10Mg al aplicarse diferentes tratamientos térmicos, empleando técnicas electroquímicas, microscopia óptica y microscopia electrónica de barrido.

1.1 Planteamiento del problema

Con el desarrollo de nuevas tecnologías de fabricación, y con el afán de ir mejorando las propiedades del material para que sea más ligero y/o más resistente en lo que respecta a la Industria aeronáutica, se generan nuevas áreas de oportunidad para desarrollar investigaciones, como lo son, el mejoramiento de propiedades mecánicas mediante tratamientos térmicos, el cambio microestructural, el efecto en el comportamiento electroquímico, etc. Las aleaciones de AlSi10Mg fabricadas por manufactura aditiva con la técnica de fusión selectiva por laser tal como sale de la impresión presenta corrosión selectiva en la fase rica en silicio en los límites de las albercas de fusión y al momento de realizar ciertos tratamientos térmicos se tiene una reducción de sus propiedades mecánicas. En este trabajo se investiga el efecto de diversos tratamientos térmicos en las propiedades mecánicas, microestructurales y la resistencia a la corrosión de las aleaciones AlSi10Mg producidas por SLM.

1.2 Hipótesis

A partir de modificación de fases de las muestras tratadas térmicamente por debajo de 300 °C se presentara una menor velocidad de corrosión con un mecanismo de corrosión localizado en comparación a las muestras tratadas térmicamente por encima de los 300 °C con un mecanismo de corrosión generalizado; y con, los tratamientos térmicos T6 y de envejecido se alcanzará una mayor dureza con respecto a las muestras si tratar.

1.3 Objetivos

Objetivo general

Evaluar y caracterizar el desempeño mecánico, microestructural y electroquímico de la AlSi10Mg fabricada por SLM con diferentes planos de fabricación y tras la aplicación de diferentes tratamientos térmicos, empleando ensayos de microdureza, microscopia óptica, microscopia electrónica de barrido y técnicas electroquímicas de ruido electroquímico y curvas de polarización potenciodinamica en una solución salina de NaCl al 3.5%.

Objetivos Particulares

1. Caracterizar micro-estructuralmente las aleaciones AlSi10Mg impresas mediante manufactura aditiva con la técnica de SLM en los planos de fabricación XY y YZ, antes y después de los tratamientos térmicos.
2. Evaluar la dureza de las aleaciones AlSi10Mg impresas mediante manufactura aditiva con la técnica de SLM en los planos de fabricación XY y YZ antes y después de los tratamientos térmicos.
3. Caracterizar el mecanismo de corrosión actuante y determinar la velocidad de corrosión mediante pruebas electroquímicas de Curvas de Polarización Cíclicas (CPC) y Ruido Electroquímico (RE) de las aleaciones de AlSi10Mg sometidas a los diferentes tratamientos térmicos en sus 2 planos de fabricación (XY y YZ).
4. Identificar mediante microscopia electrónica de barrido (MEB) la morfología del ataque después de las pruebas electroquímicas para identificar las zonas afectadas por el proceso de corrosión.

1.4 Justificación

La corrosión es uno de los fenómenos que perjudica mayormente a la industria desde el punto de vista económico, ya sea por mantenimiento, falla de la pieza, investigación, etc. En los pises industrializados el coste que genera el fenómeno de la corrosión son de alrededor de 3 al 5% del producto interno bruto del país [12-14]. Una de las industrias que siempre está a la vanguardia

debido a los requerimientos de seguridad, cuidado ambiental y costos, es la industria aeronáutica, en la cual es necesario llenar el vacío de información que se genera debido al desarrollo de nuevas tecnologías de fabricación y métodos para mejorar sus propiedades mecánicas, características metalúrgicas, resistencia a la corrosión, etc., para que estas tecnologías, produzcan materiales con mejores características y puedan ser utilizadas a nivel industrial en mayor medida. Una de las maneras de mejorar mecánicamente una aleación de aluminio es mediante tratamientos térmicos, ya sea un T6, envejecido o en el caso de la aleación AlSi10Mg fabricado con la técnica SLM se utiliza un tratamiento térmico de relevado de esfuerzos para disipar los esfuerzos residuales generados por el propio método de fabricación. Por lo anterior, se estudiará la microestructura, el comportamiento en un ambiente corrosivo, así como la evaluación de la dureza al aplicarse diferentes tratamientos térmicos en la aleación AlSi10Mg fabricado con la técnica SLM.

2.Estado del arte

2.1 Aleaciones de aluminio

El aluminio es un elemento con una baja densidad de 2.70 g/cm³. Las aleaciones de aluminio así como el aluminio puro tienen una estructura cristalina cúbica centrada en las caras (FCC, Face Center Cubic), que es estable hasta su punto de fusión a 657.2°C. Esta estructura cristalina contribuye a la excelente formabilidad del aluminio debido a la presencia de múltiples planos dislocados. Es importante destacar que solo algunos elementos tienen suficiente solubilidad sólida en el aluminio para formar aleaciones estables, como el cobre, magnesio, silicio, zinc y, más recientemente, el litio. [15].

2.1.1 Clasificación

Existen dos grupos en que se clasifican los productos obtenidos de aluminio, estos son fundición o aleaciones de forja, que está en función del elemento aleante y de estos más del 85% son de forja. Los elementos aleantes se observan en las tablas 2.1 y 2.2 [16-18].

Tabla 2.1 Clasificación de aleación de fundición de aluminio

Serie	Composición y breve descripción
1XX.X	Aluminio comercialmente puro con diferentes grados.
2XX.X	En esta serie, el cobre es el elemento de aleación principal. También se pueden especificar otros elementos de aleación
3XX.X	En esta serie, el silicio es metal de aleación con mayor porcentaje. Se pueden encontrar elementos aleantes como Cu y Mg
4XX.X.	En esta serie, el silicio es el elemento aleante con mayor porcentaje
5XX.X	En esta serie, el magnesio es el elemento de aleación principal
6XX.X	El nombre de esta serie no se utiliza actualmente
7XX.X	Para esta serie zinc es el principal elemento aleante, pero también se pueden especificar otros elementos, como el Mg
8XX.X	El estaño es el principal elemento de aleación.
9XX.X	El nombre de esta serie no está en uso

Tabla 2.2 Clasificación de aleaciones forjadas

Serie	Composición y breve descripción
1XXX	Aluminio. CP comercialmente puro con un grado de pureza superior al 99%
2XXX	El principal elemento de aleación es el cobre, y pueden estar presentes otros elementos como el Mg en particular
3XXX	El elemento principal de aleación es el Mn (Manganeso)
4XXX	El metal principal de aleación es el Si (Silicio)
5XXX	El metal principal de aleación es el Mg (Magnesio)
6XXX	En esta serie, el magnesio y el silicio son los elementos de aleación principales.
7XXX	En esta serie, el zinc es el elemento de aleación principal. Sin embargo, pueden estar presentes otros elementos como Cr, Cu, Mg y Zr
8XXX	Aleaciones en las que están presentes elementos como el litio y el estaño.
9XXX	El nombre de esta serie no está en uso

La influencia de los elementos de aleación en el aluminio son los siguientes:

- **Cobre.** Este elemento alénte mejora la dureza y la resistencia UTS, ya sea en condiciones de extrusión o con tratamientos térmicos. Si la aleación tiene de un 4 a 6% de Cu tiene una mejor respuesta a los tratamientos térmicos. Pero este elemento genera una reducción en la resistencia a la corrosión y dependiendo el medio ambiente en el que se encuentre en servicio tiende a la corrosión bajo tensión
- **Magnesio.** Genera una buena dureza y resistencia en combinación con la aleación Al-Si o con elementos agregados como el Cu y Ni tratadas térmicamente. La fase responsable de mejorar la dureza es el Mg_2Si y con una solubilidad de hasta un máximo de 0,7% Mg.Si se tiene un mayor porcentaje de Mg ocurre un alzamiento de la matriz de Al .Las aleaciones Al-Mg bianrias presentan un buen comportamiento frente a la corrosión y una buena relación resistencia y ductilidad. Las aleaciones de aluminio con un 4 a 10% de Mg se pueden tratar térmicamente
- **Manganeso.** Aumenta la resistencia mecánica debido a la generación de finos precipitados o por solución sólida. La resistencia a la corrosión no se ve afectada y las aleaciones con tratamiento térmico tiene una mejor resistencia contra el agrietamiento. Se tiene que cuidar los porcentajes de aleación del Ni, Fe, o Cr para no formar fases no deseadas.

- **Níquel.** Se emplea junto con el cobre para mejorar las propiedades a altas temperaturas. Reduce el coeficiente de expansión térmica.
- **Silicio.** Las aleaciones de Al-Si pueden ser hipoeutécticas con un porcentaje menor a 12.6 % hasta cerca del 25% de Si. Se puede genera un endurecido por precipitación si se integra de magnesio en la aleacion, también mejora la ductilidad y la resistencia mecanica. Se mejorar la fluidez, la resistencia al agrietamiento en caliente, las características del colado.
- **Estaño.** Mejora las características antifricción y la maquinabilidad. Es utilizado en aleaciones destinadas a cojinetes. El estaño influye en el endurecimiento de algunas aleaciones de aluminio.
- **Zinc.** El zinc en aleación con Cu o Mg mejora la respuesta al endurecimiento por tratamiento térmico o natural [7, 19, 20].

2.1.2 Aleación AlSi10Mg fabricada con manufactura convencional

Entre las aleaciones de fundición de Al existentes, los sistemas Al-Si y Al-Si-Mg que constituyen la serie A300 (del Aluminium Association Numbering System) son las aleaciones más importantes para la fundición de productos desde un punto de vista comercial [21]. Estas se utilizan para producir una amplia variedad de piezas fundidas, como componentes para unidades de potencia de aviones, fuselaje de aviones y, especialmente, para la industria automotriz en general [22].

La aleación AlSi10Mg pertenece al grupo de aleaciones de aluminio hipoeutécticas. Debido a sus buenas propiedades mecánicas combinadas con baja densidad, excelente colabilidad y resistencia a la corrosión, es muy utilizada en la industria automotriz, aeronáutica y aplicaciones militares [23].

Las aleaciones eutécticas e hipoeutécticas de Al-Si son la base del grupo más importante de aleaciones de fundición de metales ligeros. Dos parámetros importantes de la microestructura eutéctica que se pueden controlar experimentalmente son los parámetros relativos de solidificación (gradiente de temperatura y velocidad de crecimiento) y el espaciado eutéctico. El comportamiento de solidificación y las características microestructurales de las aleaciones eutécticas en muchos sistemas continúan atrayendo el interés debido a sus efectos sobre las propiedades y el desempeño de los materiales que contienen constituyentes eutécticos [24].

Las aleaciones AlSi10Mg se aplican ampliamente a la fundición a alta presión (HPD, High pressure die casting) y a la fundición a presión al vacío a alta presión (HPVD, High pressure vacuum die casting). En el proceso HPD, el fundido se inyecta en la cavidad de la matriz a alta velocidad (30–50 m/s en la velocidad de entrada para aleaciones de aluminio) y se solidifica a alta presión (hasta 200 MPa en la cavidad) y con una alta velocidad de enfriamiento (hasta $\sim 10^3$ K/s–1). Esto da como resultado una característica de microestructura única que es diferente a otros procesos de fundición por gravedad. Una de las principales preocupaciones en las fundiciones de HPD es la porosidad debido al aire atrapado en la cavidad, lo que restringe seriamente la aplicación de un tratamiento térmico en la mejora de las propiedades mecánicas debido a la formación de ampollas en las superficies de fundición [25].

La mayoría de las aleaciones coladas son postmecanizadas para conseguir el acabado superficial y las dimensiones finales deseadas; este procesamiento adicional se eliminaría, especialmente para las aleaciones de aluminio difíciles de mecanizar (o difíciles de deformar). La principal desventaja de las aleaciones de aluminio fundidas en comparación con la de forma aditiva, en comparación con el contramaterial fundido con microestructura dendrítica, son sus propiedades mecánicas y de conformabilidad superiores gracias a la estructura de grano refinado [26].

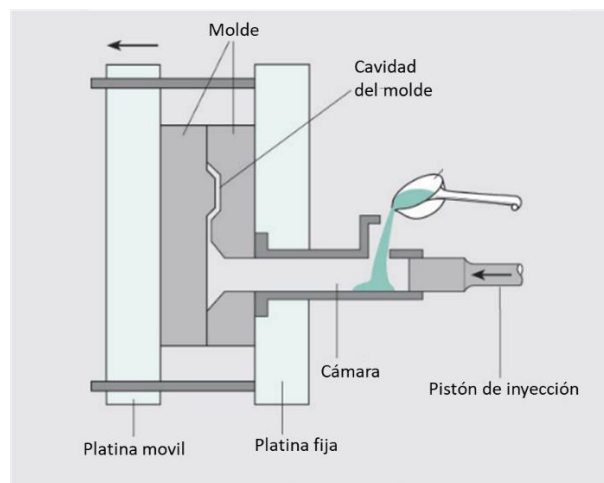


Figura 2.1 Esquema del proceso de HPD. Para el proceso HPVD es el mismo esquema con el agregado de un sistema de vacío en la parte de la cavidad del molde.

2.1.3 Aleación AlSi10Mg fabricada por SLM

Las aleaciones de aluminio son un grupo de materiales de gran interés para quienes desarrollan el proceso SLM, debido a su amplio uso en la fabricación moderna [27]. Las aleaciones de aluminio

son comúnmente utilizadas en diversos métodos de fabricación debido a sus atractivas propiedades, como su baja densidad, alta resistencia específica, alta conductividad térmica y eléctrica, así como su excelente resistencia a la oxidación y corrosión. Entre todas las aleaciones de aluminio, las aleaciones de aluminio ricas en Si, principalmente AlSi7Mg , AlSi10Mg y Al-12Si, exhiben buena fluidez y un tendencia libre de fisuras durante la solidificación [28].

Estas aleaciones fueron desarrolladas originalmente para fundición. Donde recientemente, las técnicas de fabricación aditiva atraen gran atención en la comunidad aeroespacial porque pueden procesar piezas metálicas con formas complejas y estructuras finas, como estructuras de paredes delgadas y cavidades internas, con gran libertad de diseño. La alta utilización de materias primas y el ciclo de proceso corto en gran medida también pueden ampliar su aplicación. Además, la resistencia de las aleaciones fabricadas con manufactura aditiva puede incluso incrementarse formando in situ estructuras amorfas, nanocristalinas o de grano ultrafino en comparación con los métodos tradicionales. La fusión selectiva por láser (SLM), como técnica de fabricación aditiva de metales ampliamente utilizada, abre nuevas oportunidades en las aleaciones altamente personalizadas y de alta resistencia [28].

El proceso de SLM crea una única micro y macro estructura en componentes del AlSi10Mg, debido a la repetición de un rápido fundido y un rápido enfriamiento del material y se pueden observar dos diferentes microestructuras; una estructura celular dendrítica de Al alfa y una red de Si eutéctico a lo largo del límite rodando la fase Al alfa [4, 29]. En donde se pueden observar las albercas de fusión en forma de media luna que indican el camino del escaneo laser como se observa en la figura 2.2 [30].

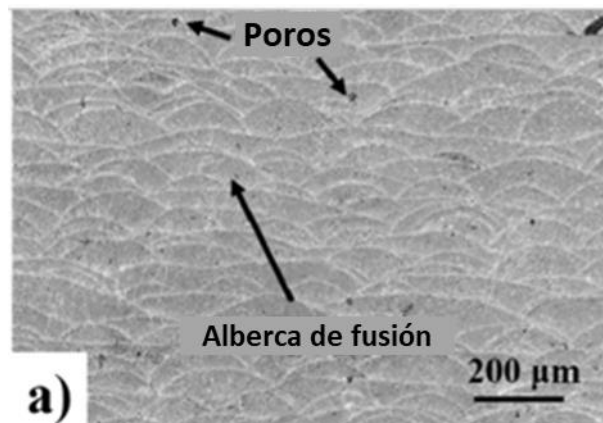


Figura 2.2 Metalografía de una muestra de AlSi10Mg fabricada mediante SLM.

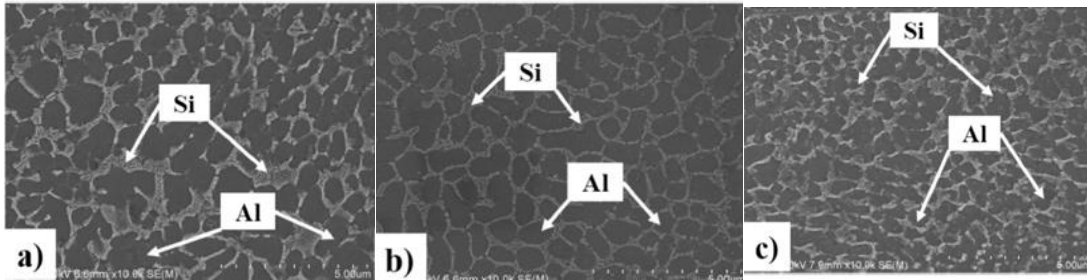


Figura 2.3 Metalografía donde se muestra la estructura celular dendrítica α -Al y red eutéctica de Si de la aleación de AlSi10Mg fabricada por SLM.

Entre las aleaciones de Al que contienen Si la aleación hipo eutéctica AlSi10Mg [4] está cerca de la composición eutéctica (12,5% de Si) que es responsable de las excelentes propiedades de fundición [31] como se muestra en la figura 2.4. La adición de aproximadamente 0,5% de Mg a la aleación eutéctica de Al-Si conduce a la formación de siliciuro de magnesio (Mg_2Si) como precipitados. Los precipitados de Mg_2Si rara vez se observan en el SLM AlSi10Mg construido debido a la alta velocidad de solidificación asociada con el típico PBF AM; en cambio, se han informado límites de células ricos en Si [32].

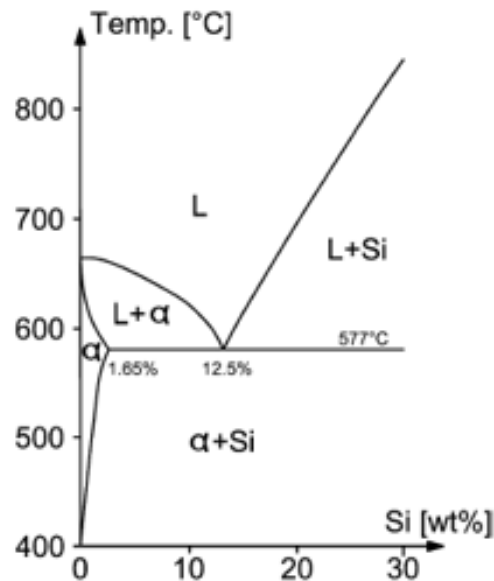


Figura 2.4 Diagrama de fase de aleaciones Al-Si.

2.2 Manufactura aditiva

La manufactura aditiva (Additive Manufacturing, AM) hoy en día tiene un gran auge en la industria aeroespacial, marina, biomédica, entre otras. Esto se debe a la facilidad que se tiene de fabricar piezas con geometrías complicadas, esto en comparación con manufactura convencional [33].

ASTM ha definido la Manufactura aditiva como un proceso de unión de materiales para hacer objetos a partir de datos del modelo 3D, generalmente capa tras capa [34]. El punto de partida es un modelo CAD 3D que se crea en una computadora, generado por un método de obtención de imágenes u obtenido por ingeniería inversa. El modelo está prácticamente cortado en capas delgadas con un espesor de capa, dependiendo del proceso de AM. En base a estos datos, la parte física se construye mediante la deposición repetitiva de capas individuales y la fusión local del material (que puede ser polvo o raramente utilizado un alambre) por una fuente de calor [35].

Los métodos de AM pueden clasificarse esencialmente por la naturaleza y el estado agregado de la materia prima, así como por el mecanismo de unión entre las capas de material unidas [36]. La AM con metal tiene de dos grandes categorías: la deposición de energía directa (Direct Energy Deposition, DED) y el lecho de polvo (Powder Bed Fusion, PBF) como se puede ver en la figura 2.5 [37].

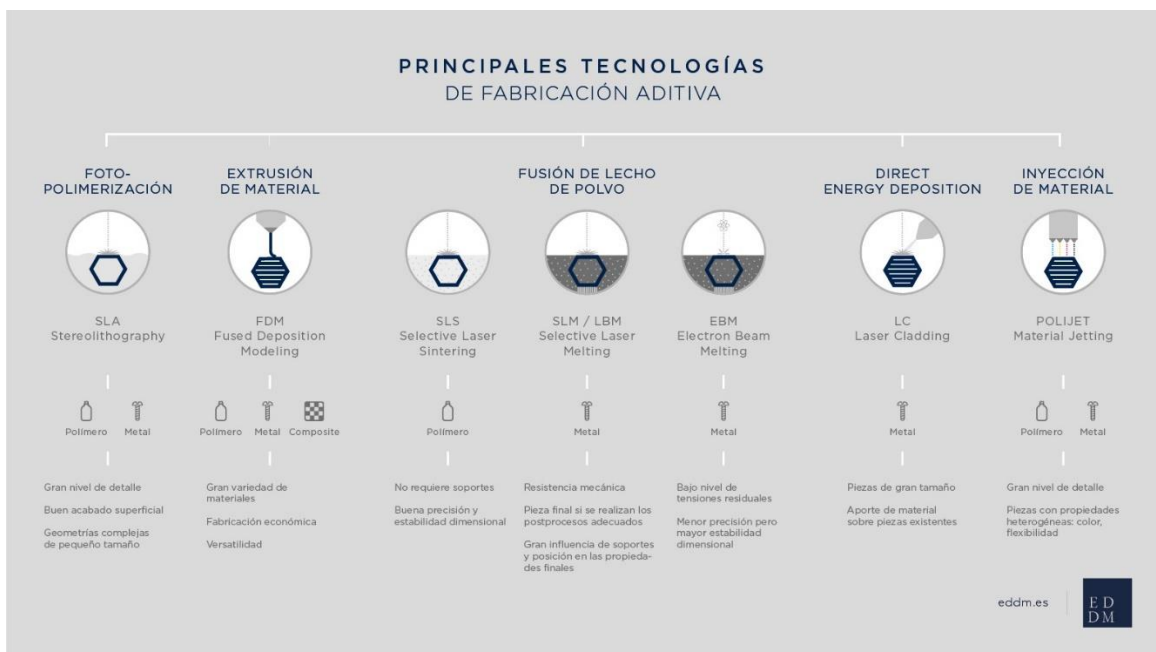


Figura 2.5 Clasificación de las tecnologías de Manufactura Aditiva.

La fabricación aditiva es una tecnología de rápido desarrollo que promete revolucionar el sector de fabricación con tiempos de producción más rápidos, menos desperdicio de material. Teniendo varios beneficios sobre la fabricación convencional. Primero, la cantidad de material requerida es menor que para un método convencional donde el material se retira de un bloque hasta que se logra la geometría de la pieza. En cambio, en MA la pieza se construye en capas, siendo capaz de controlar la cantidad de material a utilizar. En segundo lugar, la fabricación aditiva es capaz de producir piezas u objetos que los métodos más tradicionales no pueden hacer fácilmente [1].

2.2.1 Técnica de Manufactura aditiva SLM

Los procesos mediante fundición por haz de laser (LBM, Laser Beam Melting) también son comúnmente llamados de Fusión Selectiva Láser (Selective Laser Melting, SLM) [38] o Sinterización Selectiva Laser (Selective Laser Sintering, SLS) [35]. Estudios lo ponen como la técnica de manufactura aditiva más favorable. Esta técnica permite la fabricación de piezas con una densidad media superior al 99.8%, haciendo que las propiedades mecánicas obtenidas sean comparables con manufactura convencional [33, 39]. Esta técnica utiliza un proceso de fusión de lecho de polvo mediante el uso de un láser de alta intensidad de energía para fundir y fusionar ciertas secciones del lecho de polvo, siguiendo los datos de diseño asistido por computadora (CAD) El proceso inicia con la deposición de una capa delgada de polvo, que usualmente tiene un grosor de 20 a 50 μm [40], sobre una plataforma de construcción. Luego, un láser de alta intensidad funde selectivamente las áreas de la capa de polvo según el CAD. Después de completar el escaneo del láser, la plataforma de construcción se baja y se deposita una nueva capa de polvo. Este proceso se repite capa por capa hasta que se complete la construcción del componente requerido. [41]. En la figura 2.6 se muestra el esquema de las partes del equipo que utiliza la técnica de MA de SLM.

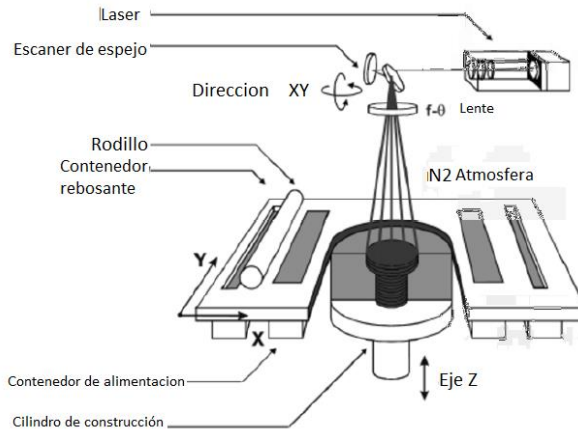


Figura 2.6 Partes y funcionamiento del proceso de SLM.

2.2.1.1 Defectos

Uno de los desafíos más significativos en las últimas investigaciones relacionadas con la tecnología SLM es lograr la fabricación de piezas sin poros ni grietas. [42]. Las diversas combinaciones entre velocidad exploración y potencia de laser pueden producir superficies perfectamente uniformes o estructuras porosas [43]. El proceso de fusión selectiva por láser puede generar tensiones residuales debido al gradiente de temperatura que se presentan en el material. [39]. Los defectos frecuentes se dividen en tres tipos: porosidades, agujeros de fusión incompletos y grietas. Las porosidades son generalmente de tamaño pequeño, típicamente menos de $100 \mu\text{m}$ con una forma esférica, como se muestra en la figura 2.7 [44]. Podemos clasificar las porosidades de una parte SLM en 2 categorías: poros metalúrgicos que se originan ya sea por la absorción del gas circundante (N, O o H), o por la evaporación de ciertos elementos de aleación (por ejemplo, Mg), y el parámetro poros basados que son principalmente el resultado de una falla del proceso [45].



Figura 2.7 Defectos de porosidad

Los agujeros de fusión incompletos o defectos de falta de fusión (LOF), se deben mayormente a la falta de energía durante la fabricación como se muestra en la figura 2.8. Debido a esta falta de energía se tiene zonas que no están completamente fundidas como para depositar otra capa de polvo en la capa de polvo anterior generando una superposición insuficiente. Se tiene 2 tipos de defectos LOF: (1) defectos de unión deficientes, debido a un metal fundido insuficiente durante un proceso de solidificación, como se muestra en la figura 2.8a y (2) defectos con polvos metálicos no fundidos, como se muestra en la figura 2.8b [44].

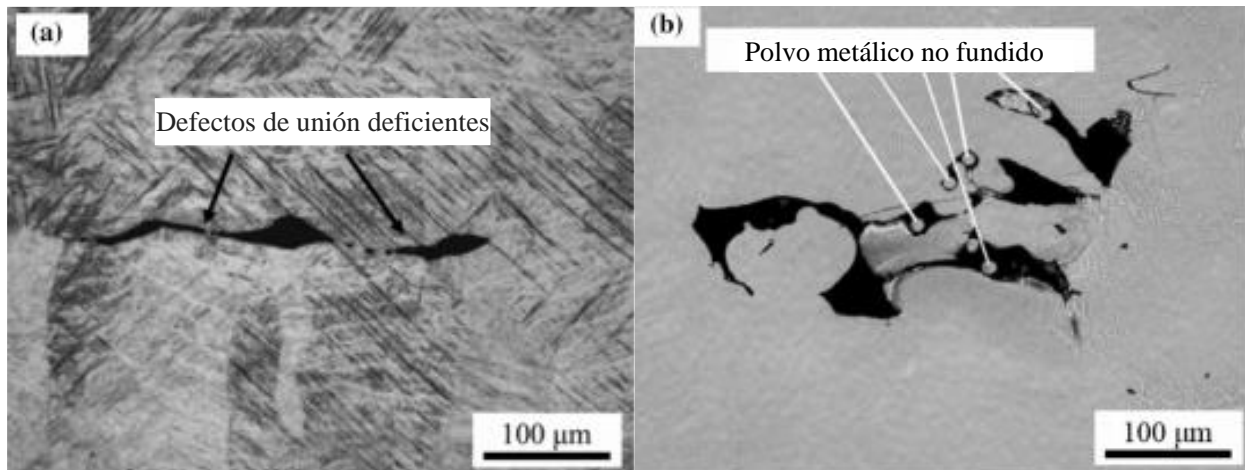


Figura 2.8 Defectos de falta de fusión

Durante el proceso SLM, los polvos metálicos son sometidos a una rápida fusión y solidificación debido a la alta entrada de energía láser local, lo que genera un gran gradiente de temperatura y, por ende, un significativo estrés térmico residual en la pieza fabricada. Este gradiente de temperatura elevado, en combinación con la alta tensión residual, puede desencadenar el inicio y la propagación de grietas en la pieza final. La figura 2.9 (a) muestra la morfología de la grieta en una pieza de titanio fabricada por SLM. Las grietas son más propensas a iniciarse desde la superficie tal como está adherida con los polvos metálicos parcialmente fundidos. La figura 2.9 (b) muestra la microestructura a ambos lados de una grieta. Se puede observar que los granos de cristal alargados tipo aguja se continúan en ambos lados de la grieta, lo que indica un modo transgranular típico de agrietamiento [44].

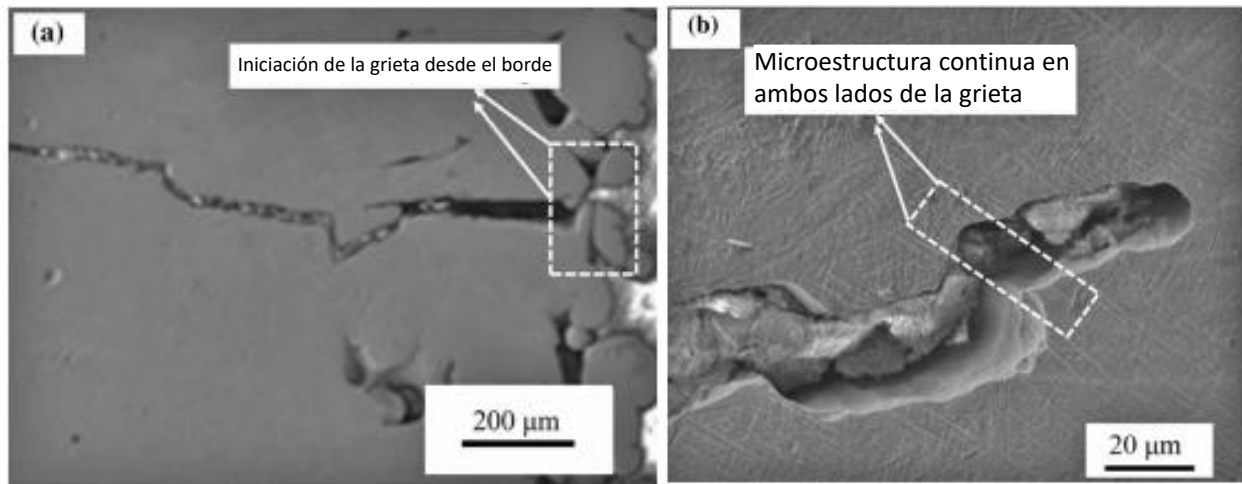


Figura 2.9 Defecto de grietas

2.3 Tratamientos térmicos

El tratamiento térmico se definen como una combinación de operaciones de calentamiento y enfriamiento, con un tiempo determinado, aplicadas a un metal o aleación para generar propiedades deseadas, modificando su microestructura [46-48]. Se pueden clasificar en procesos de reblandecimiento, el cual incluye: liberar esfuerzos, recocido, normalización y esferificación, también se tiene los tratamientos de endurecimiento que abarca el temple y envejecido y por ultimo se tiene el tratamiento de superficies donde se encuentra nitruración, cianuración, carburación y endurecimiento por inducción y a la flama [48].

2.3.1 Tratamientos térmicos para aleaciones de aluminio

Para las piezas fabricadas con aleaciones de aluminio que tiene un tratamiento térmico o físico se tiene un código que nos ayuda a identificar qué tipo de tratamiento se hizo, esto está establecido en la norma ANSI H35.1-1988. El código es de cuatro dígitos que indican el tipo de aleación, después una letra que identifica el tratamiento que tiene el material.[47]. En la tabla 2.3 se tiene las designaciones que se utilizan según la ANSI.

Tabla 2.3. Designaciones de tratamientos térmicos de aluminio [47, 49]

F	Material que no tiene ningún tipo de tratamiento
0	Indica que el material ya sea de forja o fundición se le realizó un recosido
01	Recocido a altas temperaturas con una rampa de enfriamiento lento.
02	Indica un tratamiento termomecánico.
W	Indica un material que tiene un tratamiento en solución y adquiriera una estructura inestable y sufre un envejecido natural
H	Estado de acritud, es decir endurecimiento por deformación.
T	Tratamientos en solución
T1	Temple desde una temperatura alta de conformado, un proceso de envejecimiento natural
T2	Se tiene el mismo proceso que T1, con la adición de una deformación en frío
T3	Indica que el material tiene tratamiento en solución, temple, acritud y maduración natural
T4	Este tratamiento se lleva a cabo el tratamiento en solución, temple y maduración natural
T5	Este tratamiento es similar a T1 con la diferencia que el envejecido es artificial
T6	Para este tratamiento se tiene que realizar un tratamiento en solución, temple y un envejecido artificial
T7	En este tratamiento se realiza un tratamiento en solución, temple y un sobre envejecimiento
T8	Este tratamiento es similar a T3 con la diferencia que el envejecido es artificial
T9	El procedimiento es similar a T8 con la diferencia que la acritud se realiza e el final
T10	El proceso es similar a T2 con la diferencia es que el envejecido es artificial

2.3.2 Tratamientos térmicos utilizados en la aleación AlSi10Mg

Para fines de producción industrial, las piezas tal como están construidas no pueden emplearse directamente para el servicio.

2.3.2.1 Tratamientos térmicos por envejecimiento

El envejecimiento térmico, también conocido como endurecimiento por precipitación, es un proceso de tratamiento térmico que mejora la dureza y resistencia de las aleaciones. Este proceso se basa en la deposición de fases en forma de partículas finas, lo que dificulta el movimiento de dislocaciones. [50]. El proceso de envejecimiento puede llevarse a cabo a temperatura ambiente, conocido como envejecimiento natural, o a temperaturas relativamente bajas entre 110°C y 200°C y tiempos entre 5 y 48 horas, conocido como envejecimiento artificial. Durante el envejecimiento artificial, de manera controlada, se produce la formación de precipitados bien distribuidos y con morfología controlada, lo que mejora las propiedades mecánicas de las aleaciones. [51]. El

overaged, es un segundo tratamiento de envejecimiento, este tratamiento térmico se realiza con el fin que las partículas aumenten de tamaño y minimicen el fenómeno de fragilidad en el material, generando una reducción de la resistencia y dureza [47]. En el caso de la aleación AlSi10Mg se generan precipitados a nanoescala, sin cambiar la microestructura generada por el proceso de SLM [52-54].

2.3.2.2 Tratamiento térmico T6

El tratamiento de solubilización, temple y envejecimiento artificial se lleva a cabo en piezas aeronáuticas que trabajan esencialmente en condiciones de compresión [47]. Cuando la aleación se disuelve, se calienta a temperaturas elevadas ($> 500\text{ }^{\circ}\text{C}$), lo que permite la disolución de las fases intermetálicas en la matriz de aluminio metálico. Este proceso depende de la difusión y, por lo tanto, el control del tiempo y la temperatura. Para que la etapa de envejecimiento artificial responda bien, se realiza un enfriamiento para mantener la microestructura disuelta. La solubilidad de Mg y Si es baja a temperatura ambiente y las partículas de Mg_2Si se generan de forma homogénea en toda la matriz metálica, lo que aumentará la resistencia general de la aleación [55].

2.3.2.3 Alivio de tensiones residuales

Las tensiones residuales son los esfuerzos que se tiene en el material con la ausencia de cualquier carga aplicado externamente. Estos esfuerzos o tensiones residuales se deben a los procesos de manufactura, donde el mecanizado, procesos de soldadura, los modelados, así como los tratamientos térmicos pueden ser los causantes de producir las tensiones residuales [56]. Así como en el proceso de fabricación con la técnica SLM, donde la tensión residual que resulta de los altos cambios de temperatura en el material durante el proceso de fusión, así como, la alta densidad de energía y, la rápida solidificación durante los procesos de AM [57]. Las temperaturas utilizadas para realizar estos tratamientos térmicos son entre los 200 y $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ durante 2 horas y después enfriados en aire o agua [9, 32, 58].

2.4 Corrosión

La corrosión es una terminología familiar a la industria de la aviación y muchas otras empresas, es un problema que por sí solo toma el 4% o más del Producto Interno Bruto de cualquier país al año [59, 60]. Es un fenómeno complicado que depende una gran variedad de factores, como las propiedades del material, las condiciones de medio ambiente, la interacción entre diferentes

materiales, daños que se pueda tener en la pieza o equipo, entre muchos otros factores [61].

2.4.1 Principios básicos

Para este apartado se describirá el mecanismo de la corrosión y se definirán a los conceptos básicos del fenómeno de la corrosión. Tener una comprensión de los mecanismos de corrosión y como esos mecanismos resultan en formas de corrosión diferentes es un primer paso esencial en el control de la corrosión [62].

Los metales más utilizados son inestables en la atmósfera, tienden a volver a su estado original o a compuestos metálicos similares cuando se exponen a la atmósfera. Para la mayoría de los materiales, esto significa la formación de los óxidos o sulfuros a partir de los cuales comenzaron originalmente cuando fueron tomados de la tierra antes de ser refinados en materiales de ingeniería útiles [63]. La reacción de oxidación o reacción anódica, implica la remoción de electrones de átomos metálicos siendo incorporados en el electrolito en forma de iones. Y la reacción catódica o de reducción, en donde el consumo de electrones se realiza por un agente oxidante (electrolito) [64].

2.4.1.1 Ánodo y Cátodo

El ánodo y el cátodo son los tipos de electrodos que se encuentran en las celdas electroquímicas. El ánodo es el electrodo que pierde metal y donde los electrones son producidos. El cátodo es el sitio donde los electrones producidos en el ánodo son consumidos [62].

2.4.1.2 Electrolitos

Es un líquido que contiene iones (es un átomo o molécula con carga) y puede conducir electricidad mediante el flujo de iones, los aniones (ion negativo) fluye hacia el ánodo y catión (ion positivo) fluye hacia el cátodo [62].

2.4.2.3 Celda de corrosión.

Las reacciones de oxidación y reducción pueden ocurrir dentro de un mismo metal (Half-Cell). Cuando están separados físicamente, la reacción se conoce como una celda de corrosión. A partir de la descripción básica de corrosión, podemos deducir que una celda de corrosión debe tener los siguientes cuatro componentes para estar activa [65].

- Ánodo (la ubicación desde donde se emiten los electrones y se produce la pérdida de metal).
- Cátodo (el lugar donde se acumulan los electrones).
- Conductor metálico (a menudo la estructura misma proporciona ese camino metálico).
- Electrolito, en el cual se sumergen el ánodo y el cátodo (el electrolito podría ser cualquier superficie húmeda o inmersión en cualquier fluido, agua o suelo conductor).

En la Figura 2.10 se muestran los componentes esenciales del circuito electroquímico. Las flechas indican la dirección de la corriente eléctrica (no de los electrones), que fluye desde el ánodo (-) a la solución, llegando al cátodo (+), y regresando al ánodo a través de un conductor metálico. [66].

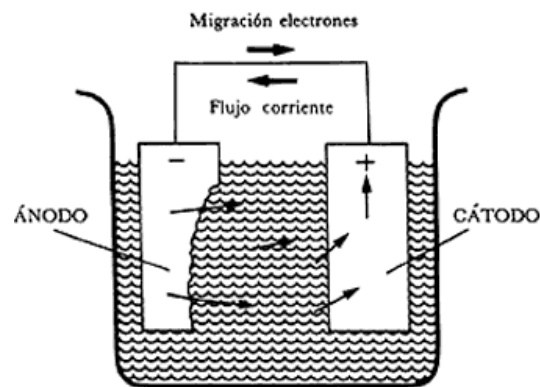


Figura 2.10 Celda de corrosión.

También hay que tomar en cuenta que en este tipo de celda electroquímica, de no existir diferencia de potencial entre dos electrodos (ánodo y cátodo), no podría ocurrir la corrosión [62].

2.4.2.4 Potencial de celda y medición de la FEM de una celda

Las celdas electroquímicas generan energía eléctrica debido a reacciones electroquímicas. La energía eléctrica disponible es:

$$\begin{aligned}
 \text{Energía eléctrica} &= \text{volts} \times \text{corriente} \times \text{tiempo} \\
 &= \text{volts} \times \text{coulombs} \\
 &= EQ
 \end{aligned}$$

Donde, $Q = nF$, n es el número de electrones involucrados en la reacción química, F es la constante de Faraday = 96,500 C/g equiv. (El gramo equivalente es el número de moles dividido por el número de electrones involucrados en la reacción.), E es la fuerza electromotriz (FEM) de la celda

(voltios). Cualquier trabajo realizado solo puede realizarse a través de una disminución en la energía libre de la reacción de la celda (conocida como la energía libre de Gibbs), por lo tanto,

$$\Delta G = -nFE$$

Dónde, ΔG = cambio de energía libre de Gibbs (Julios) y E = potencial estándar de la reacción (voltios) [67].

La capacidad de un metal para reaccionar con su entorno se puede determinar mediante el cambio en la energía libre de Gibbs, ΔG . Un valor negativo grande de ΔG° (para reactivos y productos en estados estándar) indica una fuerte tendencia del metal a reaccionar con el medio ambiente, mientras que un valor positivo de ΔG° indica que no hay una tendencia a corroerse. Es importante destacar que la tendencia a la corrosión no es una medida de la velocidad de reacción. Dado que la corrosión es un proceso electroquímico, la tendencia de un metal a corroerse también puede expresarse en términos de la fuerza electromotriz (FEM) de las celdas de corrosión que son parte integral del proceso de corrosión. En consecuencia, cuanto mayor sea el valor de E para cualquier celda, mayor será la tendencia a que vaya la reacción general de la celda. Esto se aplica a cualquiera de los tipos de celdas [68].

La FEM de una celda, tal como se establece en el laboratorio o en el campo, se puede medir usando un voltímetro de alta impedancia. Alternativamente, usando un potenciómetro, la FEM de la celda puede oponerse a una FEM conocida hasta que no fluya corriente a través de un galvanómetro en serie con la celda. En equilibrio exacto (es decir, cuando la FEM de la celda está exactamente equilibrada por la FEM conocida), no fluye corriente a través de la celda y la lectura de la FEM conocida indica la FEM exacta de la celda. Al realizar estas mediciones, es esencial que cualquier corriente que fluya en el circuito sea lo suficientemente pequeña como para que la celda no esté polarizada, es decir, que la FEM de la celda no cambie debido al flujo de corriente [68].

2.4.2.5 Serie FEM y serie galvánica

La Serie de fuerza electromotriz (FEM) (mostrada en la figura 2.11) es una lista estándar ordenada de los potenciales de los metales. Los valores más negativos pertenecen a los metales más reactivos. La posición en la serie se determina por el potencial de equilibrio de un metal que esta sumergido con sus iones a una concentración igual a la unidad de actividad. Dado que en algunos casos la actividad de la unidad corresponde a concentraciones imposibles de iones metálicos

debido a la solubilidad limitada de las sales metálicas, la serie de potenciales solo tiene un uso limitado para predecir qué metal será anódico en relación a otro[68].

Reacción	Potencial Estándar, en volts a 25°C
$\text{Au}^{3+} + 3e^- = \text{Au}$	1.50
$\text{Pt}^{2+} + 2e^- = \text{Pt}$	-1.2
$\text{Pd}^{2+} + 2e^- = \text{Pd}$	0.987
$\text{Hg}^{2+} + 2e^- = \text{Hg}$	0.854
$\text{Ag}^+ + e^- = \text{Ag}$	0.800
$\text{Hg}_2^{2+} + 2e^- = 2\text{Hg}$	0.789
$\text{Cu}^+ + e^- = \text{Cu}$	0.521
$\text{Cu}^{2+} + 2e^- = \text{Cu}$	0.342
$2\text{H}^+ + 2e^- = \text{H}_2$	0.000
$\text{Pb}^{2+} + 2e^- = \text{Pb}$	-0.126
$\text{Sn}^{2+} + 2e^- = \text{Sn}$	-0.136
$\text{Mo}^{3+} + 3e^- = \text{Mo}$	-0.2
$\text{Ni}^{2+} + 2e^- = \text{Ni}$	-0.250
$\text{Co}^{2+} + 2e^- = \text{Co}$	-0.277
$\text{Tl}^+ + e^- = \text{Tl}$	-0.336
$\text{In}^{3+} + 3e^- = \text{In}$	-0.342
$\text{Cd}^{2+} + 2e^- = \text{Cd}$	-0.403
$\text{Fe}^{2+} + 2e^- = \text{Fe}$	-0.440
$\text{Ga}^{3+} + 3e^- = \text{Ga}$	-0.53
$\text{Cr}^{3+} + 3e^- = \text{Cr}$	-0.74
$\text{Zn}^{2+} + 2e^- = \text{Zn}$	-0.763
$\text{Cr}^{2+} + 2e^- = \text{Cr}$	-0.91
$\text{Nb}^{3+} + 3e^- = \text{Nb}$	-1.1
$\text{Mn}^{2+} + 2e^- = \text{Mn}$	-1.18
$\text{Zr}^{4+} + 4e^- = \text{Zr}$	-1.53
$\text{Ti}^{2+} + 2e^- = \text{Ti}$	-1.63
$\text{Al}^{3+} + 3e^- = \text{Al}$	-1.66
$\text{Hf}^{4+} + 4e^- = \text{Hf}$	-1.70
$\text{U}^{3+} + 3e^- = \text{U}$	-1.80
$\text{Be}^{2+} + 2e^- = \text{Be}$	-1.85
$\text{Mg}^{2+} + 2e^- = \text{Mg}$	-2.37
$\text{Na}^+ + e^- = \text{Na}$	-2.71
$\text{Ca}^{2+} + 2e^- = \text{Ca}$	-2.87
$\text{K}^+ + e^- = \text{K}$	-2.93
$\text{Li}^+ + e^- = \text{Li}$	-3.05

Figura 2.11 Serie de Fuerza electromotriz (FEM).

La serie galvánica (se muestra en la figura 2.12) es la disposición de los metales y aleaciones según sus potenciales reales medidos en un cierto ambiente. Los potenciales que indican la posición de un metal en la serie galvánica pueden incorporar datos de estado estacionario, también se incluyen las aleaciones y los metales pasivos. El estado pasivo representa un estado de no equilibrio en el que el metal, que por la película pasiva, ya no está en equilibrio con sus iones. [68].

En general, existe una serie galvánica específica para diferentes ambiente, y las posiciones relativas de los metales en dicha Serie pueden variar de un ambiente a otro. El daño que se produce al juntar dos metales depende no solo de la diferencia de potencial en la serie galvánica, sino también de sus áreas relativas y del grado de polarización. La cantidad de corriente que fluye entre

los electrodos polarizados es determinada por la diferencia de potencial y la conductividad del ambiente corrosivo [68].

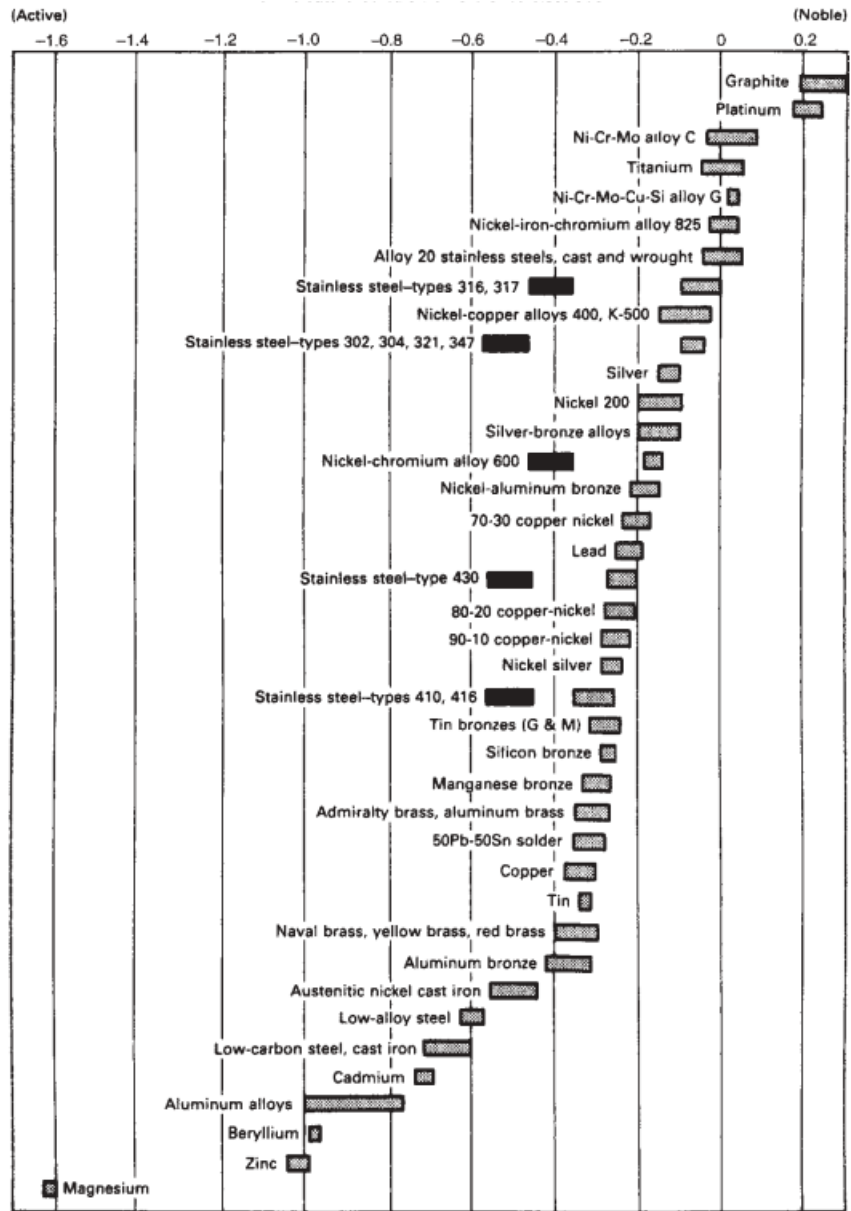


Figura 2.12 Voltaje contra electrodo de referencia calomel estándar. Serie galvánica en agua de mar.

2.4.2 Tipos de corrosión

Se sabe que hay muchos tipos de corrosión que se diferencian dependiendo, tanto de la naturaleza del material, condiciones del medioambiente y donde se genera. Una manera de clasificar la corrosión, es mediante las siguientes categorías: corrosión generalizada, corrosión localizada [63].

2.4.2.1 Corrosión General

La corrosión generalizada o corrosión uniforme (se puede observar en la figura 2.13), ocurre sobre toda la superficie del material de forma homogénea, haciendo un deterioro de toda la pieza y genera la mayor pérdida de masa en comparación a la corrosión localizada, pero no es difícil de predecir y controlar [63]. Esta se produce por diferencias menores de composición o defectos a lo largo de la superficie del metal. Es importante tener en cuenta que en este tipo de corrosión, si las velocidades de corrosión son bajas o disminuyen con el tiempo, puede ser posible tolerar la corrosión uniforme sin necesidad de implementar medidas de control [62]. Las formas de medir son milímetros por año (mm/año) o pulgada por año (inpy) o gramos por metro cuadrado por día (gmd) [65].

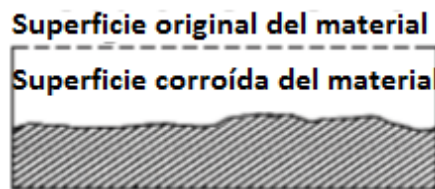


Figura 2.13 Ejemplo de corrosión general.

2.4.2.2 Corrosión Localizada

La corrosión localizada puede ser más peligrosa debido a que es difícil de detectar, ya que se manifiesta en zonas específicas del material. Esto puede ser causado por factores como la naturaleza del material, la geometría y las condiciones del entorno en el que se encuentra. [65]. Los procesos de corrosión localizada de mayor ocurrencia son por picaduras, por hendidura e intergranular.

Corrosión por Picaduras.

Esta manera de corrosión se identifica por la creación de una perforación pequeña y profunda que causa una penetración en el sustrato rápidamente [62, 65]. Se tienen ejemplos de este tipo de corrosión en la figura 2.14.

Esta corrosión se puede dividir en 4 etapas que son[62, 65]:

- **Iniciación:** Las picaduras inician donde existe un defectos o imperfecciones en el recubrimiento protector o en la perforación de la película pasiva. Las picaduras pueden tardar un tiempo considerable en nuclearse, pero una vez iniciadas tienen la probabilidad propagarse rápidamente.
- **Propagación:** En esta etapa del proceso, la corrosión es activada por la diferencia de potencial que se genera entre el área anódica ubicada dentro de la picadura y el área catódica que rodea dicha picadura.
- **Terminación:** La propagación de la picadura puede detenerse debido al aumento de la resistencia interna del sistema, que puede ser causado por la formación de productos de corrosión o películas en el cátodo, entre otros factores.
- **Reiniciación:** La picadura puede reiniciarse si se rehumedece o si se elimina el producto de corrosión.

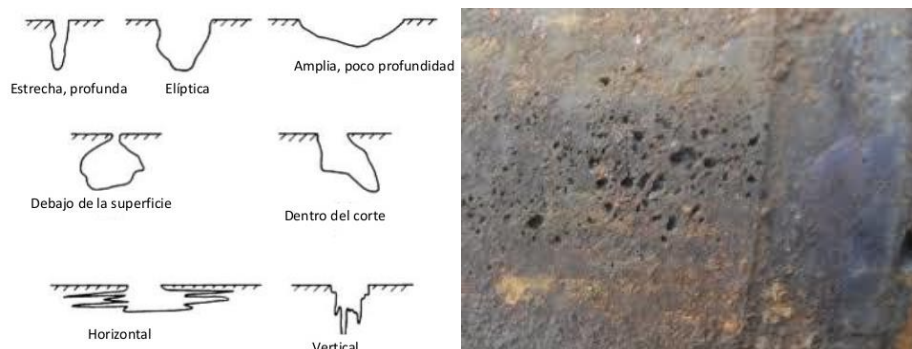


Figura 2.14 Ejemplo de corrosión por picadura.

Corrosión por Hendiduras.

La corrosión por hendiduras (el ejemplo de este tipo de corrosión se muestra en la figura 2.15) es causada por la diferencia de potencial en la concentración de materiales dentro y fuera de la hendidura, a menudo como resultado de un defecto de diseño que restringe el libre flujo del

ambiente entre las superficies. La corrosión en hendiduras es una forma de corrosión en la que el sitio de la corrosión tiene acceso restringido al entorno circundante. Las hendiduras se producen en la interfaz de metal y metal o metal y no metal. El mecanismo de corrosión en hendiduras puede deberse a las células de concentración de oxígeno o a las células de concentración de iones metálicos. La celda de concentración de oxígeno es causada por potenciales catódicos con respecto a áreas que son anódicas [65].

Se sabe se hay dos maneras para que se lleva a cabo la corrosión por hendiduras, las cuales son [62]:

- Las celdas de concentración de oxígeno generan una diferencia de potencial entre las áreas interiores y exteriores de la hendidura, debido a la diferencia en la concentración de oxígeno entre ambas áreas.
- Las celdas de corrosión por concentración de iones, estas generan una diferencia de concentración de iones metálicos entre el interior y el exterior, esto debido a la diferencia del potencial entre el interior y exterior de la hendidura.



Figura 2.15 Ejemplo de corrosión por hendidura.

Corrosión Intergranular (CIG)

Como sabemos, los límites de grano de los metales contienen impurezas y con frecuencia están desalineados, y la corrosión intergranular es el ataque preferencial en o adyacente a estos límites de grano de un metal. El mecanismo que tiene lugar en la CIG es una reacción anódica de los límites de grano, en relación con el material circundante. Los límites de grano son anódicos principalmente para cualquiera de los siguientes:

- Impurezas que se acumulan en los límites del grano.
- Energía de tensión de la desalineación de los átomos en los límites de ganancia

- Formación de precipitados causados por un mal tratamiento térmico.

Los aceros inoxidable son los materiales que más comúnmente exhiben este tipo de corrosión. La corrosión intergranular de acero inoxidable se clasifica metalúrgicamente como sensibilización general, decaimiento de la soldadura o ataque de la línea de cuchilla. Cuando el acero inoxidable austenítico se suelda o se trabaja en caliente, dos elementos específicos deben considerarse [65].

2.4.3 Técnicas electroquímicas

Los procesos electroquímicos se producen debido al flujo de electrones que se genera entre las áreas anódicas y catódicas. La velocidad de este flujo está influenciada por la velocidad de las reacciones de oxidación y reducción que tienen lugar en la superficie del material. Las técnicas electroquímicas son muy utilizadas para estudiar la corrosión y determinar su velocidad, utilizando las leyes de Faraday como base para estas técnicas. [69, 70].

Para realizar estas técnicas se creó un dispositivo llamado Potenciostato introducido por Hickling en 1942, el cual incluía un sistema electrónico para vigilar y manejar el voltaje entre un electrodo llamado de trabajo, el cual es el material para analizar y uno electrodo de referencia que por sus propiedades eléctricas ayudando a medir el potencial del electrodo de trabajo sin que él modifique el ambiente en el que esta, este electrodo puede ser de calomel, plata o cloruro de plata. En la figura 2.16 se tiene un diagrama representativo del potenciostato. Medir el potencial es importante ya que no siempre la variación de corriente está asociada con el cambio en el medio ambiente sino con la variación de voltaje.

La corriente se mide entre el electrodo de trabajo y un electrodo auxiliar, que generalmente está hecho de un material químicamente inerte que no reacciona con el medio. Los materiales comúnmente utilizados para este propósito son platino, oro o grafito. Para garantizar que la corriente que se mide esté asociada con el sistema, el equipo debe aplicar el voltaje sin permitir el paso de la corriente a través del electrodo de referencia [71].

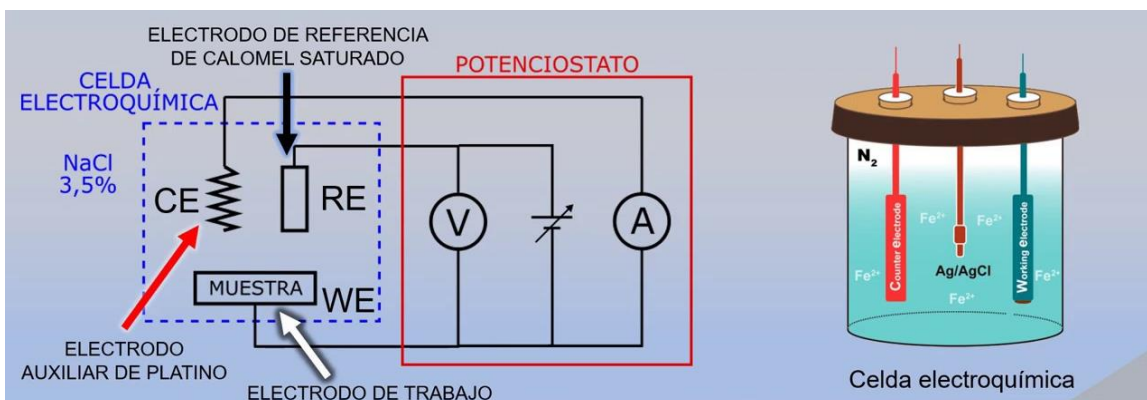


Figura 2.16 Diagrama esquemático y conexiones para un potencioestato

2.4.3.1 Ruido electroquímico (RE)

Cuando se realiza la medición de una magnitud experimental, es posible que su valor fluctúe en función del tiempo. Estas fluctuaciones se denominan comúnmente ruido, cuando son producidas por interferencias externas al sistema en estudio. Sin embargo, si las fluctuaciones son originadas por cambios en el sistema a través del tiempo, y su naturaleza es electroquímica, se les conoce como ruido electroquímico. Dichas fluctuaciones pueden manifestarse en forma de variaciones de corriente y potencial. [75, 76].

La Figura 2.17 muestra el equipo más utilizado ya que tiene la capacidad de registrar al mismo tiempo el ruido de potencial y el de corriente. Esta configuración tiene la ventaja de no generar perturbaciones en el sistema, lo que permite que las señales de ruido electroquímico obtenidas sean producidas exclusivamente por la corrosión del sistema.

La señal de corriente que se registra es la corriente existente entre los dos electrodos de trabajo, siendo uno de ellos el electrodo auxiliar. Por otro lado, el ruido de potencial se refiere a la diferencia de potencial existente entre el electrodo de referencia (RE) y los dos electrodos de trabajo. Para medir la corriente, se utiliza un amperímetro de resistencia cero (Zero Resistance Ammeter, ZRA), el cual permite medir la corriente con una diferencia de potencial despreciable para los dos electrodos de trabajo. En algunos trabajos se recomienda que el ZRA tenga una diferencia de potencial menor a $1\mu\text{V}$ entre los dos electrodos.[76, 77].

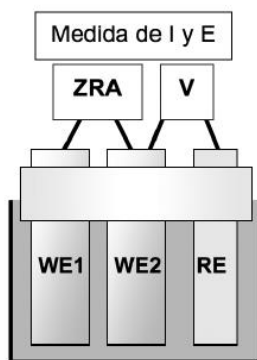


Figura 2.17 Medición simultánea de E y I.

Las graficas obtenidas de corriente y voltaje en este tipo de ensayos son difíciles de interpretar o tener una respuesta acertada, por eso existe diferentes tipos de análisis de datos que nos ayudan a obtener información útil y certera. Para esto existen cinco grupos para el análisis de datos [78]:

1. Inspección directa de registros experimentales.
2. Análisis estadístico en el dominio del tiempo.
3. Análisis en el dominio de la frecuencia
4. Análisis basado en la teoría del Caos
5. Análisis basado en la Transformada de Wavlets.

Este estudio se basará en dos métodos de análisis: el análisis estadístico en el dominio del tiempo y la inspección directa de los registros experimentales.

2.4.3.1.1 Inspección directa.

Este método de inspección directa de registros experimentales proporciona una evaluación rápida y fácil del estado electroquímico del sistema. La observación de la magnitud, forma y frecuencia de aparición de los transitorios permite obtener una valoración cualitativa del comportamiento del material frente a la corrosión [77].

En la figura 2.18(a) se observa una muestra que genera una corrosión uniforme. Este se caracteriza por tener fluctuaciones rápidas de alta amplitud. Un registro electroquímico obtenido de un sistema que experimenta un proceso uniforme de corrosión o pasivación, es difícil encontrar picos individuales como se muestra en la figura 2.18(b) .

En la figura 2.18(b) se presenta una muestra que tiene corrosión localizada o por picaduras, la cual se puede identificar fácilmente por los transitorios visibles en la señal de corriente. Cuando ocurre corrosión por picaduras y la capa pasiva se rompe, los transitorios presentan una forma característica en la que la caída del potencial se asocia con la reacción anódica y el aumento del potencial se debe a una reacción catódica que restablece el equilibrio del sistema. En la figura 2.18(c) se presenta una muestra en estado pasivo, la cual se caracteriza por la pequeña amplitud de las fluctuaciones en la señal de voltaje.

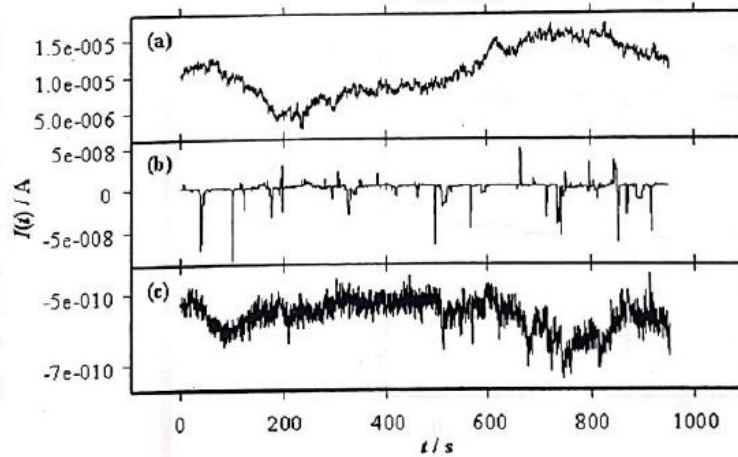


Figura 2.18 Serie en el tiempo en corriente.

2.4.3.1.2 Análisis estadístico en el dominio del tiempo.

En el análisis de señales de corriente y voltaje se han utilizado varios parámetros estadísticos, como lo son; el valor medio, el valor máximo y mínimo, los coeficientes de sesgo y curtosis, la desviación estándar y el índice de localización. Además, es frecuente utilizar la resistencia de ruido R_n , el cual nos ayuda a evaluar la velocidad de corrosión [78], siendo esta, la desviación estándar de los valores de ruido potencial ($\sigma_V(t)$) y corriente ($\sigma_I(t)$), la resistencia al ruido se obtiene a partir de la siguiente relación [79]:

$$R_n = \frac{\sigma_V(t)}{\sigma_I(t)} \quad (2.7)$$

La desviación estándar indica la dispersión de un conjunto de datos en relación al valor medio, por lo que su uso en registros de voltaje y potencial puede ser muy útil para determinar la amplitud de

las fluctuaciones. Además, se utiliza para calcular la corriente I_{rms} , la resistencia de ruido R_n y el índice de localización IL [77].

$$S^2 = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n (X_i - \bar{X})^2 \quad (2.8)$$

$$\sigma = \sqrt{S^2} \quad (2.9)$$

Donde:

- S es la varianza
- σ es la desviación estándar.

$$IL = \frac{\sigma}{I_{rms}} \quad (2.10)$$

Donde:

- IL es el índice de localización
- σ es la desviación estándar
- I_{rms} es la raíz cuadrada media de la corriente.

El índice de localización es un parámetro que se define como la relación entre la desviación estándar y la media cuadrática de la corriente. En la Tabla 2.4 se puede ver la clasificación correspondiente del índice de localización [77, 78].

Tabla 2.4 Índice de localización

Tipo de Corrosión	Valores de IL	
	Máximo	Mínimo
Corrosión Localizada	1	0.1
Corrosión Mixta	.1	0.01
Corrosión Uniforme	.01	0.001

2.4.3.2 Resistencia a la polarización

La Resistencia a la Polarización (R_p), también conocida como resistencia a la polarización lineal, es una de las técnicas electroquímicas más utilizadas en los últimos 50 años [72]. La polarización es una modificación del potencial en la superficie de un metal debido al flujo de corrosión [62].

Las medidas de R_p son una forma rápida y sencilla de conocer la velocidad de corrosión. La Figura 2.19 muestra una gráfica de polarización en función de la densidad de corriente, donde se puede observar la resistencia a la polarización R_p , se encuentra con la pendiente de la curva en el potencial de corrosión (E_{corr}) [69]. Donde el E_{corr} es el potencial a el que la reacciones se producen [73].

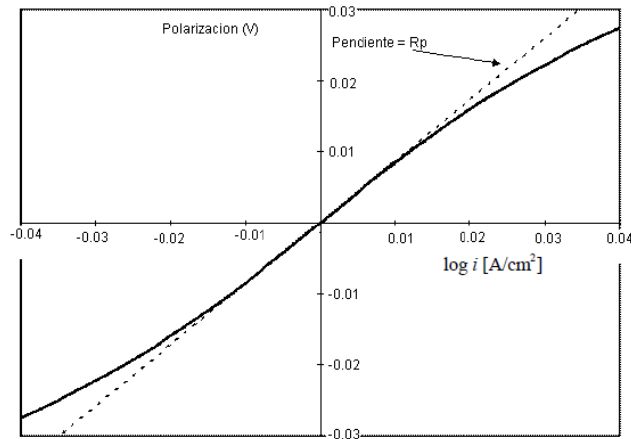


Figura 2.19 Gráfica de polarización lineal.

Para obtener la pendiente de dicha grafica se tiene que dividir el potencial que es la polarización del material entre la densidad de corriente. Las unidades de esta pendiente son $\text{ohms}\cdot\text{cm}^2$ y se le conoce como resistencia a la polarización (R_p), entonces:

$$\text{Pendiente} = \frac{\Delta E}{\Delta i} \quad R_p = \frac{\Delta E}{\Delta i} \quad (2.2)$$

La densidad de corriente de corrosión i_{corr} , se puede relaciona con R_p , esto es posible con la expresión matemática de Stern-Geary:

$$i_{corr} = \frac{\beta_a \beta_c}{2.303 R_p (\beta_a + \beta_c)} \quad (2.3)$$

Donde:

- i_{corr} es la densidad de corriente (A/cm^2).
- R_p es la resistencia a la corrosión ($\text{ohms}\cdot\text{cm}^2$)
- β_a y β_c son las pendientes de Tafel.

La velocidad de corrosión, r , se define utilizando las ecuaciones (2.5) y (2.6) con la ayuda de la Ley de Faraday de la electrólisis

$$W = \frac{ItM}{nF} \quad (2.4)$$

Donde:

- W es la pérdida de peso del metal.
- I es la corriente.
- M es el peso atómico del elemento.
- F es la constante de Faraday.
- t es el tiempo.
- n es el número de electrones necesarios para oxidar un átomo del elemento en el proceso de corrosión.

Al dividir la ecuación (2.4) por el tiempo y el área geométrica del electrodo de trabajo, se puede obtener la velocidad de corrosión (r), que se expresa como:

$$r = \frac{W}{tA} = \frac{i_{corr}M}{nF} \quad (2.5)$$

Donde:

- i_{corr} es definida como I / A .

La ecuación (2.5) muestra una relación entre la pérdida de masa por unidad de área por unidad de tiempo y la densidad de corriente. La constante de proporcionalidad tiene M / nF y un factor de conversión de unidades [69].

La ley de Faraday, se utiliza para calcular la velocidad de corrosión es el cociente de velocidad de penetración dividiendo entre la densidad del metal [69]:

$$r = \frac{K_1 i_{corr} EW}{\rho} \quad (2.6)$$

Donde

- r es la velocidad de corrosión (mm/año).
- K_1 es una constante (3.27×10^{-3} mm·g/ μ A·cm·año).

- i_{corr} es la densidad de corriente ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$).
- EW es el peso equivalente, se considerado adimensional.
- ρ es la densidad del material (g/cm^3).

2.4.3.2 Curvas de Polarización Potenciodinamica (CPP)

La técnica electroquímica CPP fue introducida por primera vez en los años 60s. Es muy frecuentemente utilizada para determinar la resistencia a la corrosión localizada o la velocidad de degradación en un corto tiempo. Por lo tanto, esta técnica es aplicable como un método para predecir la corrosión localizada, siendo buena para las aleaciones que se pasivación espontáneamente y experimentan corrosión localizada [74].

La extrapolación de Tafel es una manera de procesar y analizar este tipo de técnica electroquímica, el cual determina la velocidad de corrosión de una pieza analizada, se presenta en unidades de velocidad de penetración (mpy o mm/año). En la Figura 2.20 se puede observar la forma y las partes esenciales que tiene una gráfica de Tafel. La curva de polarización anódica indica una condición de oxidación progresiva en el electrodo de trabajo. La curva de polarización catódica del potencial, está asociada con la reducción del electrodo de trabajo y es conocida como la dirección activa, [69].

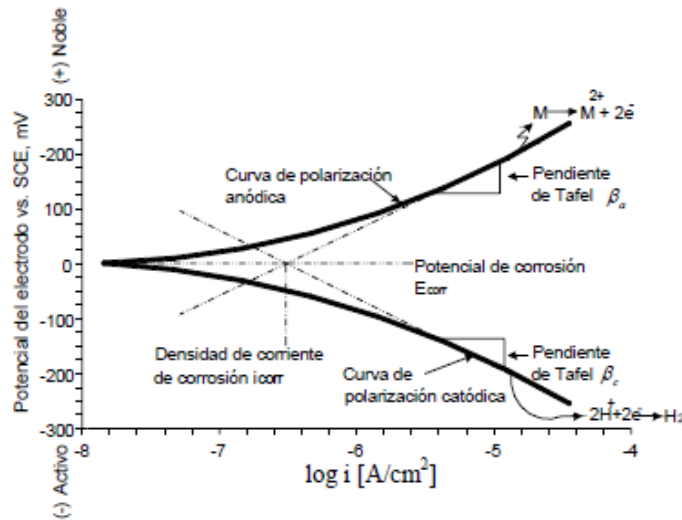


Figura 2.20 Grafica de Tafel y su estructura.

En la Figura 2.20 se pueden observar las partes lineales de las curvas de polarización anódica y catódica, y cómo obtener la densidad de corriente de corrosión (i_{corr}). A partir de la densidad de

corriente de corrosión, se puede calcular la velocidad de corrosión utilizando la ecuación (2.5) o la ecuación (2.6). A continuación, se presenta la figura 2.21, la cual es un ejemplo de una gráfica de Curva de Polarización Cíclica y los parámetros que la componen.

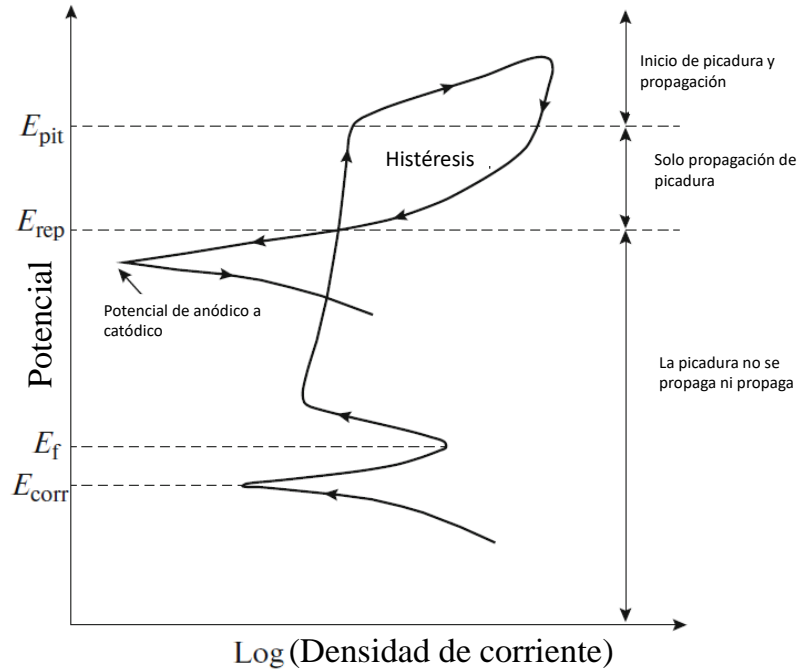


Figura 2.21 Ejemplo de Grafico Curvas de polarización Cíclicas

- Potencial de corrosión, E_{corr} , es el potencial a el que la reacciones se producen.
- Potencial de pasivación , E_f , es el potencial donde la densidad de corriente empieza a disminuir, esta corriente se le conoce como densidad de corriente de pasivación, i_f .
- Potencial de repasivación, E_{rep} , es el potencial al que se detiene el crecimiento de las picaduras.
- Potencial de picadura, E_{pit} , este nos indica el potencial el cual las nucleación de picaduras y propagación.
- Potencial anódico a catódico, este potencial nos ayuda a determinar el comportamiento de la capa pasiva.

Los valores mencionados anteriormente, junto con la histeresis, se utilizan para caracterizar la corrosión y la película pasiva del metal si es que tiene y como actúa frente a la corrosión [74].

1. Metodología

3.1 Material

Se imprimieron muestras con polvo de la aleación AlSi10Mg con tamaño de partícula promedio de $38\mu\text{m}$ en forma de barras de dimensiones de $10 \times 1.2 \times 1.2$ cm mediante la técnica de SLM (Selective Laser Melting). El equipo empleado fue una impresora 3D de la marca SLM Solutions GmbH, modelo 280 HL (Figura 3.1). Los parámetros de fabricación se muestran en la tabla 3.1. Las muestras fueron cortadas con segueta con dimensiones aproximadas de $1 \times 1.2 \times 1.2$ cm y posteriormente fueron desbastadas para eliminar el cambio en la microestructura de los bordes provocados por el proceso de impresión, hasta obtener dimensiones de $1 \times 1 \times 1$ cm. También, se analizó la composición química por fluorescencia de Rayos X con la pistola Olympius Dedlya XRF.

Tabla 3.1 Parámetros de fabricación de aleación AlSi10Mg por SLM.

Velocidad de escaneo (mm/s)	Potencia (W)	Espesor de capa (mm)	Distancia entre pasada y pasada (mm)	Focus (mm)
1500	300	0.3	0.13	0

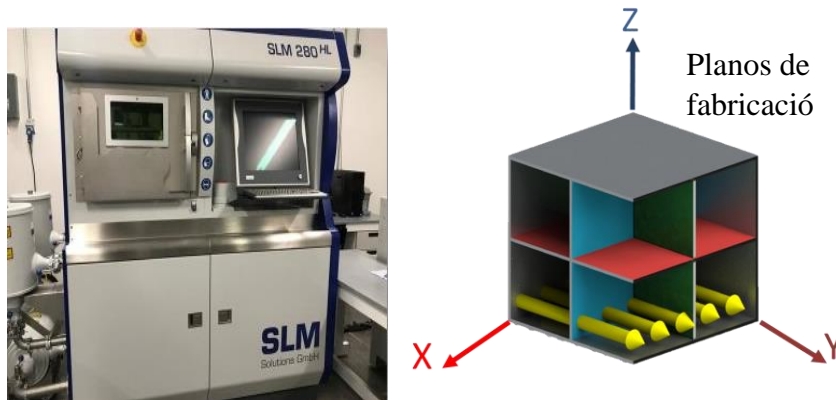


Figura 3.1 Equipo de fabricación de muestras. Impresora 3D SLM Solutions GmbH, 280 HL y planos de fabricación.

3.2 Tratamientos térmicos

A continuación, en la tabla 3.2 se presentan las variables empleadas en los tratamientos térmicos realizados con el horno Thermolyne de Thermo Scientific.

Tabla 3.2 Parámetros de los Tratamientos Térmicos.

Tratamientos térmicos	Muestras		
	XY	XZ	YZ
1-ST	- 400 °C por 2h (enfriado en agua) - 160 °C por 24h		
2-ST	- 500 °C por 2h (enfriado en agua) - 160 °C por 24h		
1-SRT	- 200 °C por 2h (enfriado en aire)		
2-SRT	- 300 °C por 2h (enfriado en aire)		
1-En	160 °C por 5h		
2-En	170 °C por 2h		

- *Tratamiento térmico de solución y envejecido (ST, Solution Treatment)*
- *Envejecimiento (En o E)*
- *Alivio de tensiones residuales (SRT, Stress Relief Treatment)*

3.3 Análisis Microestructural

Las muestras después del tratamiento térmico se encapsularon en resina epóxica para después desbastarlas y pulirlas a un acabado espejo con partículas de sílice coloidal. El reactivo empleado para el ataque químico fue Kellers (2 ml HF, 3 ml de HCl, 5 ml de HNO₃ en 100 ml de agua destilada) durante 90 s. Se utilizó el microscopio óptico (MO) marca ZEISS, modelo Axio Observer Z1m (Figura 3.2a) y el microscopio electrónico de barrido de emisión de campo (FESEM), marca ZEISS, modelo Sigma 300 PV (Figura 6b), para observar la microestructura y morfología de las muestras.



Figura 3.2 a) microscopio óptico (MO) ZEISS Axio Observer Z1m, b) microscopio electrónico de barrido de emisión de campo (FESEM) Sigma 300 PV.

Se tomaron 5 zonas de la muestra en acabado espejo, mediante el MO a una magnificación de 100x, para después analizarlas con el programa *ImagenJ* y obtener el porcentaje de porosidad de la muestra.

De igual manera se utilizó el MO para la obtención de la densidad de las muestras, con ayuda del programa *ImageJ*.

3.4 Ensayos de dureza

Una vez realizada la metalografía se hicieron pruebas de dureza con el equipo Microdurómetro Vickers marca Wilson, modelo 402 MVD (Figura 3.3). Se realizaron 10 mediciones por muestra con una distancia entre medida de 4 veces el diámetro de la marca, según ASTM E92.



Figura 3.3 Microdurómetro Vickers Wilson 402 MVD.

3.5 Ensayos electroquímicos

Para las pruebas electroquímicas se utilizó un Potenciostato Galvanostato Gill AC. Las técnicas electroquímicas empleadas fueron: Ruido Electroquímico (RE), evaluando a 1024 puntos con una velocidad de 1 pto/s (ASTM G-199); en la tabla 3.3 se indican los parámetros que se utilizaron para las pruebas de Resistencia a la Polarización Lineal (RPL) y Curvas de Polarización Potenciodinámicas Cíclicas (CPPC).

Tabla 3.3. Parámetros para realizar las pruebas electroquímicas RPL y CPPC correspondientes.

Pruebas electroquímicas	Rango de polarización (mV vs OCP)	Velocidad de barrido (mV/min)	Electrolito
<i>Resistencia a la Polarización Lineal (ASTM G-59)</i>	±20	10	NaCl (3.5%)
<i>Curvas de Polarización Potenciodinámicas cíclicas (ASTM G-61)</i>	-400 a 1600	60 (1 ciclo)	NaCl (3.5%)

Los ensayos se llevaron a cabo a temperatura ambiente (25°C) y las muestras fueron desbastadas hasta lija 1200 con papel de carburo de silicio. Se empleo un arreglo de 3 electrodos para las tres técnicas, utilizándose un electrodo auxiliar de platino, electrodo de referencia de calomel saturado (ECS) y los electrodos de trabajo de AlSi10Mg con los tratamientos térmicos especificados anteriormente. El arreglo experimental para las diferentes técnicas electroquímicas se puede observar en la Figura 3.5.

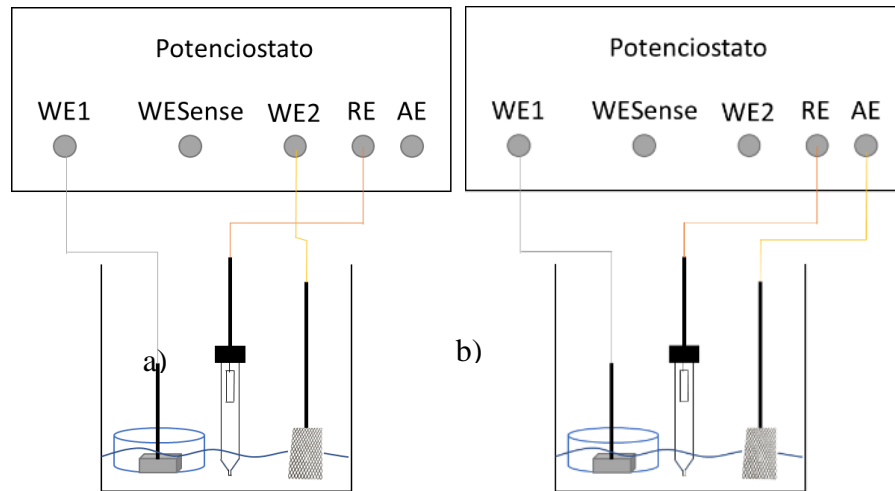


Figura 3.5. Celdas de corrosión para pruebas electroquímicas a) RE, b) RPL y CPPC.

2. Resultados y discusiones

A continuación, se presentan los resultados y discusiones derivados de la metodología propuesta en el capítulo anterior.

4.1 Composición química

En la tabla 4.1 se presentan los elementos de aleación y porcentaje en masa que componen la aleación AlSi10Mg después de la impresión 3D mediante fluorescencia de Rayos X, la cual se utilizó para la realización de la presente investigación.

Tabla 4.1 Composición química.

Composición química	Al	Si	Mg	Fe	Cu	Zn	Ti	Mn
<i>Muestras (Wt%)</i>	Bal.	10.1	0.35	0.16	0.001	0.002	0.01	0.002

4.2 Análisis Microestructural

4.2.1 Análisis de porosidad

Anteriormente se había realizado la prueba según la norma ASTM B962 y se obtuvo una densidad relativa promedio de las muestras de 99.56% obteniendo así mediante fórmula una porosidad de 0.44%. A continuación, se presentan los resultados obtenidos por el análisis de imagen con ayuda de programa *ImageJ*. En la figura 4.1, se muestran las metalografías con su respectivo análisis y en la figura 4.2, los resultados de porcentaje de porosidad obtenidos por el programa *ImageJ*.

$$Porisidad = \frac{V_v}{V_t} = \frac{\rho_p}{\rho_T} \quad (1) \quad [80, 81]$$

Donde, V_v es el volumen de vacío en la pieza, V_t es el volumen total de la pieza, ρ_p es la densidad de poro y ρ_T es la densidad del material.

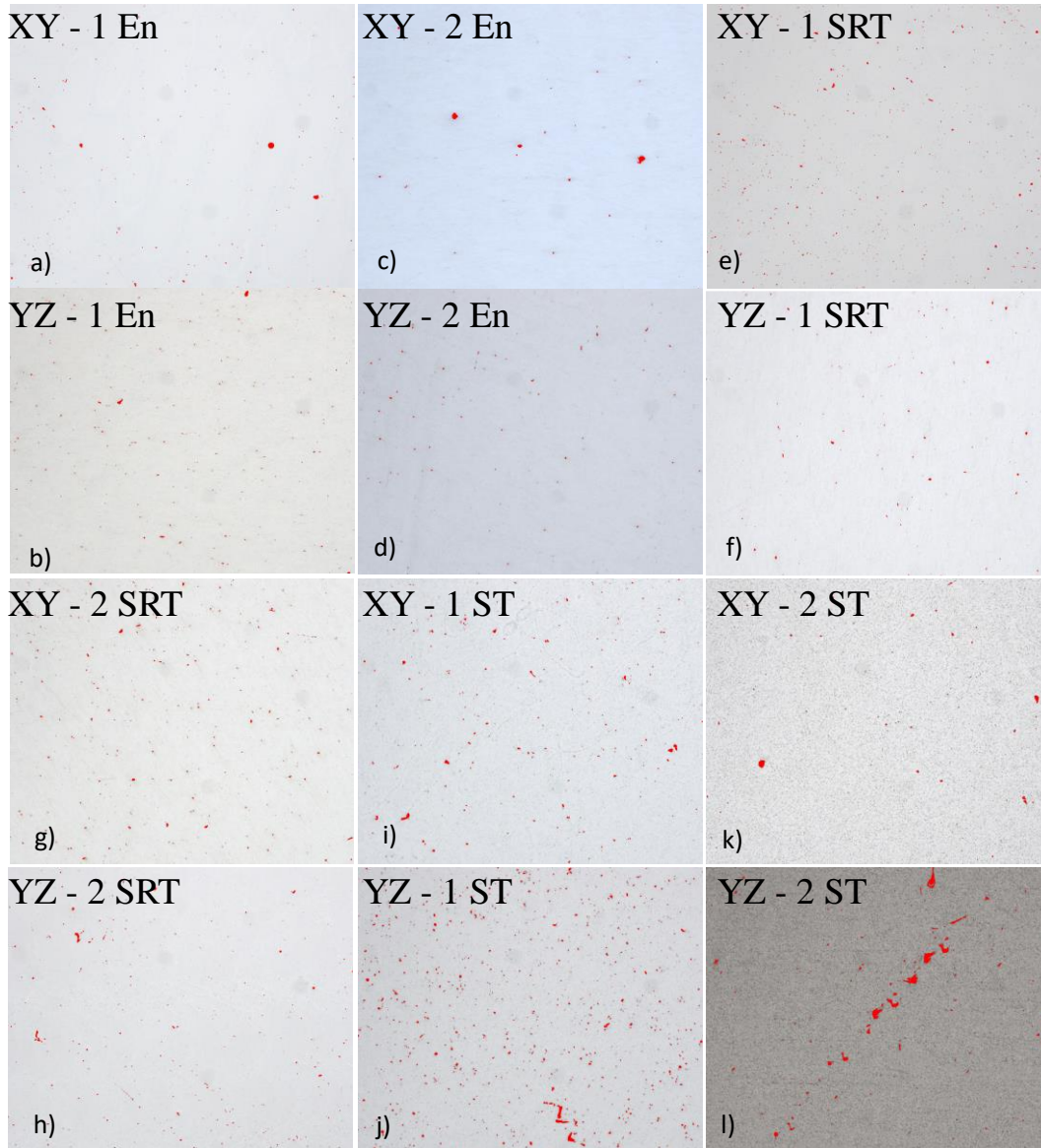


Figura 4.1 Metalografía obtenidas mediante OP, con magnificación 100x según el plano y tratamiento térmico. Plano XY: a), c), e), g), i), k); plano YZ: b), d), f), h), j), l). Identificados por TT: 1-En (a,b), 2-En (c,d), 1-SRT(e,f), 2-SRT(g,h), 1-ST(i,j) y 2-ST(k,l).

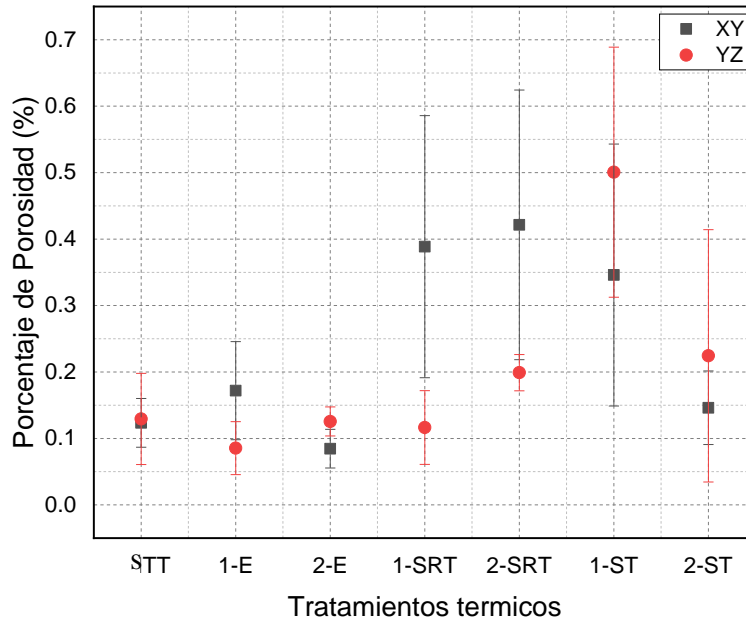


Figura 4.2 Porcentaje de porosidad de las muestras según el tratamiento térmico.

El aumento más notable de la porosidad es para los tratamientos 2-SRT, 1 y 2 ST del plano YZ y para el plano XY los tratamientos que más afectaron son 1-ST, 1 y 2 SRT esto es debido a la disolución del Si en la matriz de Al, lo que disminuye la densidad del material, aumenta su porosidad y borra las cintas eutécticas [53] como se puede observar en la figura 4.6. También se observa una disminución de la porosidad para el tratamiento térmico 1-En YZ y el 2-En XY.

4.2.2 Análisis metalográfico.

Primeramente, se presenta la metalografía en los planos XY y YZ de la muestra sin aplicar ningún tratamiento térmico, identificada con las siglas STT (Figura 4.3).

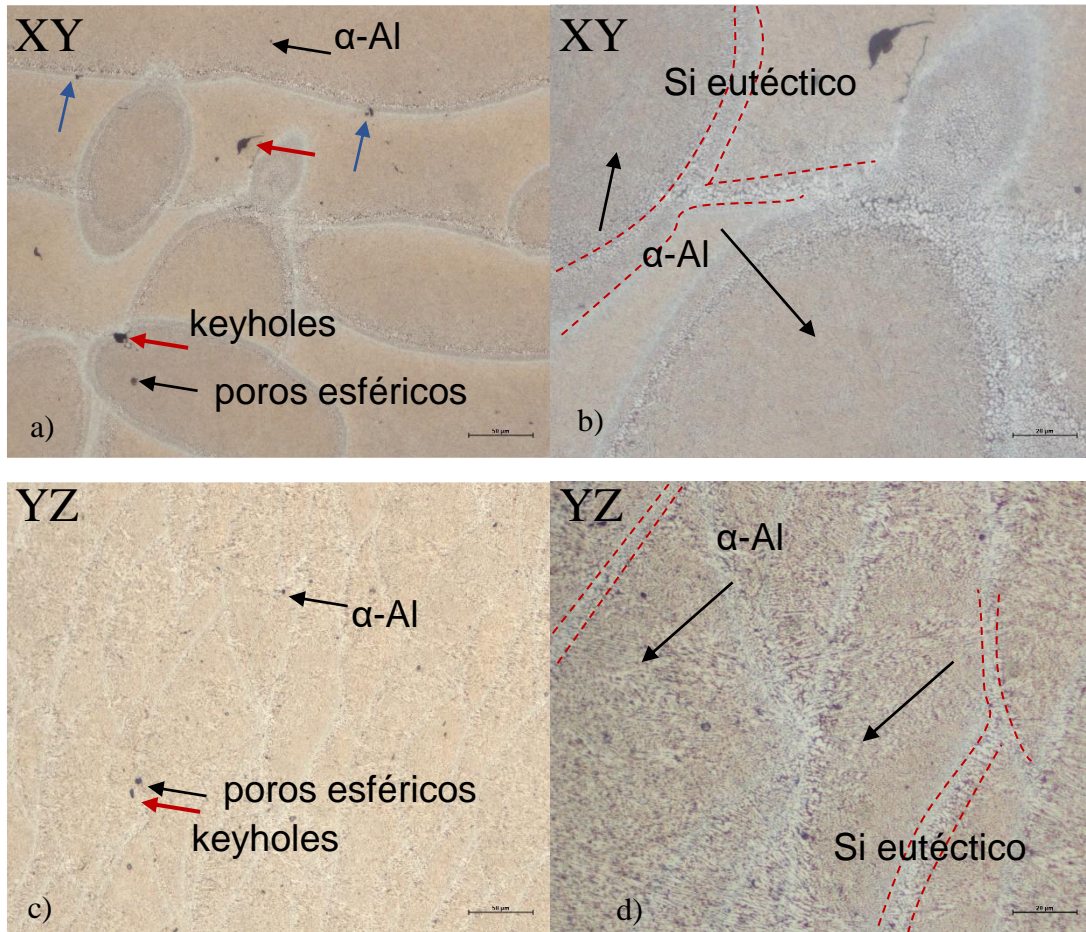


Figura 4.3 Melografía de la aleación sin tratar térmicamente (STT) obtenidas mediante MO, a) 200x b) 500x para el plano XY y para el plano YZ c) 200x y d) 500x.

En la figura 4.3 se tiene la muestra STT donde la figura 4.3 (a,b) corresponde al plano XY y se muestra una forma semicilíndrica del baño de fusión y la refundición parcial de las capas previamente depositadas, para el plano YZ que es la figura 4.3 (c,d), se tiene una morfología en forma de escamas de pescado [82, 83] o albercas de fusión [84], y en los dos planos se observa una estructura celular-dendrítica de α -Al (indicada con flechas negras), debido a la alta velocidad de enfriamiento y una red de la fase eutéctica Si a lo largo del límite que rodea la fase α -Al (indicada con líneas punteadas rojas) [29, 31, 84, 85]. También se detectan en la microestructura poros con diferentes tamaños y formas. Se cree que los poros esféricos (mostrados por flechas negras), son el resultado del atrapamiento de gas inerte en el baño de fusión durante el proceso de fusión o puede ser que existan poros dentro de la materia prima que se han transferido a la muestra tal como se fabricó. También se pueden ver los poros en las medias lunas o keyholes (indicadas con flechas

azules). Se forman debido al colapso imperfecto de los keyholes, siendo muy inestables, por lo que una variación en el equilibrio de temperatura puede conducir a la creación de poros más grandes. Se observa la presencia de poros irregulares que pueden ser causados por el polvo sin fundir y por una superposición insuficiente entre las pistas de escaneo (flechas rojas) [85-88].

En la figura 4.4 se tiene la metalografía obtenida mediante FESEM y donde se observan tres zonas diferentes: una zona situada en el centro de la zona de fusión (Melt Pool Center, MPC) que corresponde a una fina estructura celular dendrítica, una zona de transición hasta el borde (Melt Pool Border, MPB) donde la microestructura va convirtiéndose más gruesa, siendo esta el límite de las albercas de fusión y una zona más rica en Si, y un área impactada por los ciclos de calor debidos al repaso del láser (Heat Affected Zone, HAZ), siendo una zona de transición entre las dos anteriores [89-91].

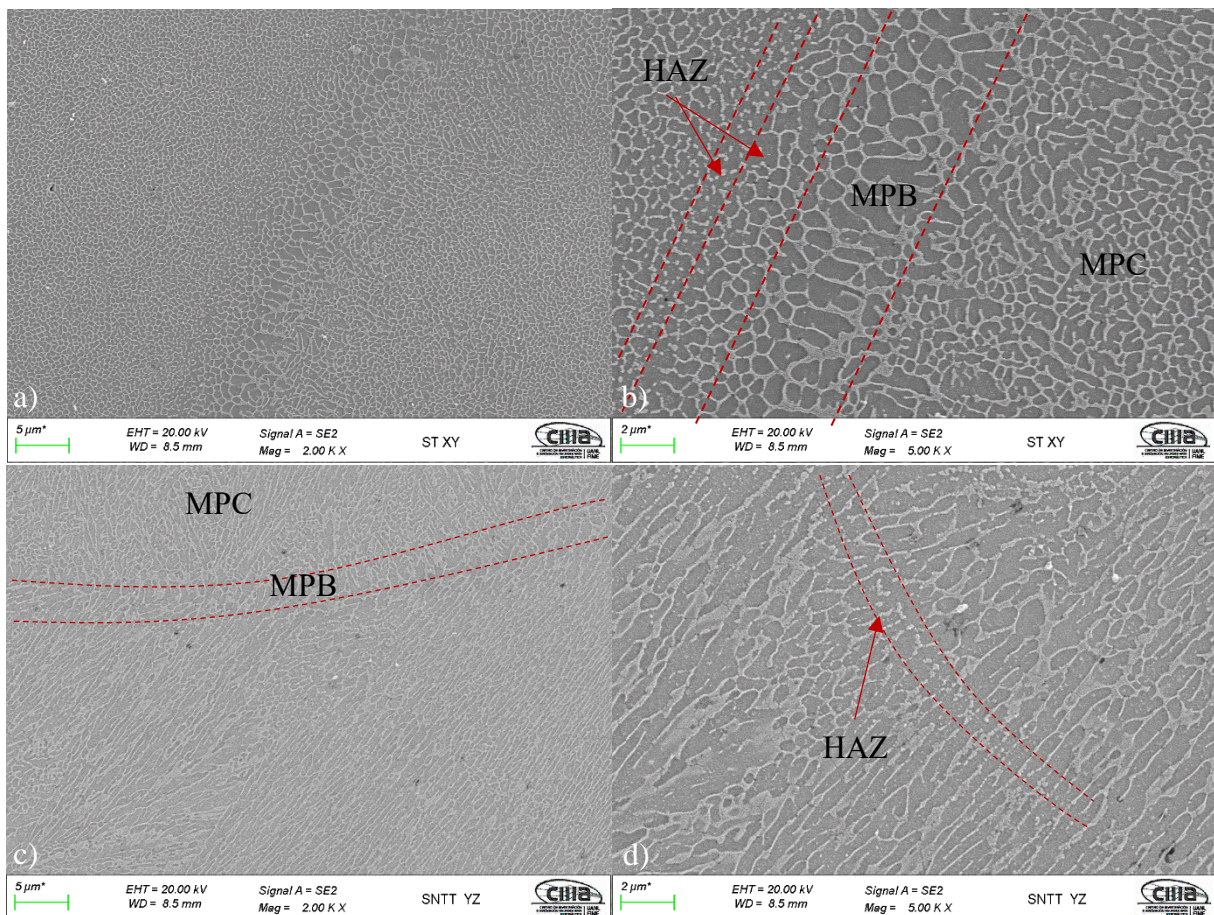


Figura 4.4 Metalografías de la aleación sin tratar térmicamente obtenidas mediante FESEM, a) 2000x b) 5000x para el plano XY y el plano YZ c) 2000x y d) 5000x.

En la figura 4.5 se presentan las metalografías de los diferentes tratamientos térmicos realizados. En los tratamientos 1-En, 2-En, 1-SRT, 2-SRT, prácticamente se mantiene la misma morfología de fase que la muestra STT. Para las muestras 1-ST y 2-ST se observa una morfología de fase completamente diferente, donde se tenía una estructura celular se transforma completamente en un conjunto de granos equiaxiales [52], haciendo que los elementos de Si y Mg se distribuyan uniformemente en la matriz de Al [28].

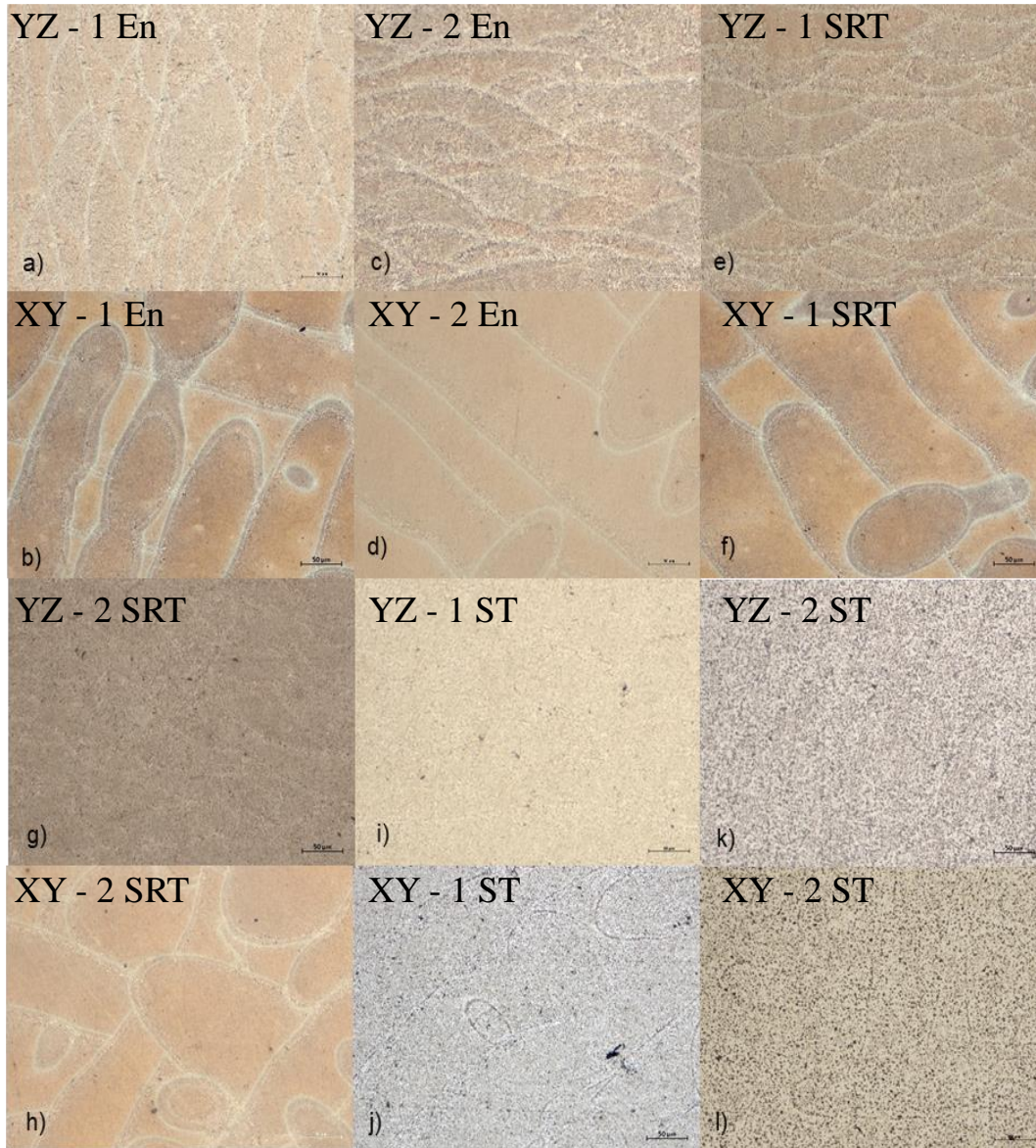


Figura 4.5 Metalografías obtenidas mediante OP, con magnificación 200X según el plano y tratamiento térmico. Plano YZ: a), c), e), g), i), k); plano XY: b), d), f), h), j), l). Identificados por TT: 1-En (a,b), 2-En (c,d), 1-SRT (e,f), 2-SRT (g,h), 1-ST (i,j) y 2-ST (k,l).

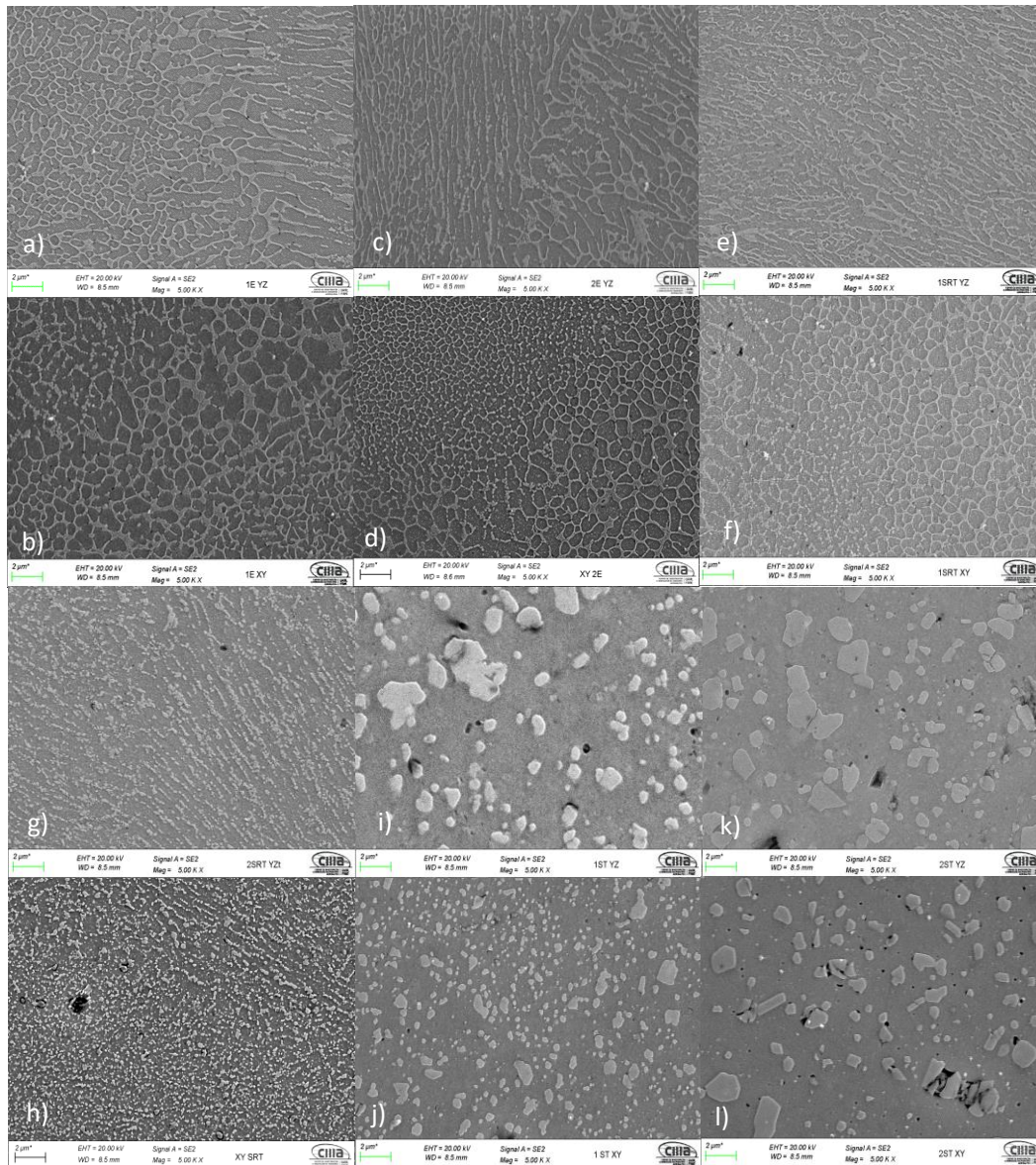


Figura 4.6 Metalografías obtenidas mediante FESEM, con magnificación 5000X, según el plano de fabricación y tratamiento térmico. Plano YZ: a), c), e), g), i), k); plano XY: b), d), f), h), j), l). Identificados por TT: 1-En (a,b), 2-En (c,d), 1-SRT (e,f), 2-SRT (g,h), 1-ST (i,j) y 2-ST (k,l).

Para la figura 4.6 se tienen las metalografías realizadas con FESEM de los tratamientos térmicos llevados a cabo. Para los tratamientos térmicos 1-En, 2-En y 1-SRT se muestra la misma morfología; donde se identifica un cambio de fase, es en el tratamiento 2-SRT ya que se observa cómo las fases de silicio eutéctico y la estructura celular dendrítica de α -aluminio se van desvaneciendo. Para los tratamientos 1-ST y 2-ST la red intercelular rica en eutéctico-Si alrededor de las celdas de aluminio desaparece, y las partículas gruesas de Si se distribuyen en la matriz,

como se vio previamente en la figura 4.5 i), j), k) y l). Para la muestra con tratamiento 2-ST puede tener un mayor tamaño de partícula en comparación con la muestra tratada 1-ST. Al proporcionar tiempo y temperatura se genera la coalescencia de las partículas y la maduración de Ostwald que conlleva el decremento del número de partículas generando un engrosamiento de las partículas de Si [92]. Este fenómeno normalmente describe el cambio de una estructura no homogénea a lo largo del tiempo en soluciones sólidas e implica la reubicación de la materia [93]. El aumento de temperatura entre estos dos TT también es un factor importante en el engrandecimiento de las partículas de silicio [94].

4.3 Pruebas de dureza

En la figura 4.8 se presentan los resultados de las pruebas de dureza Vickers empleando una carga de 0.5kg.

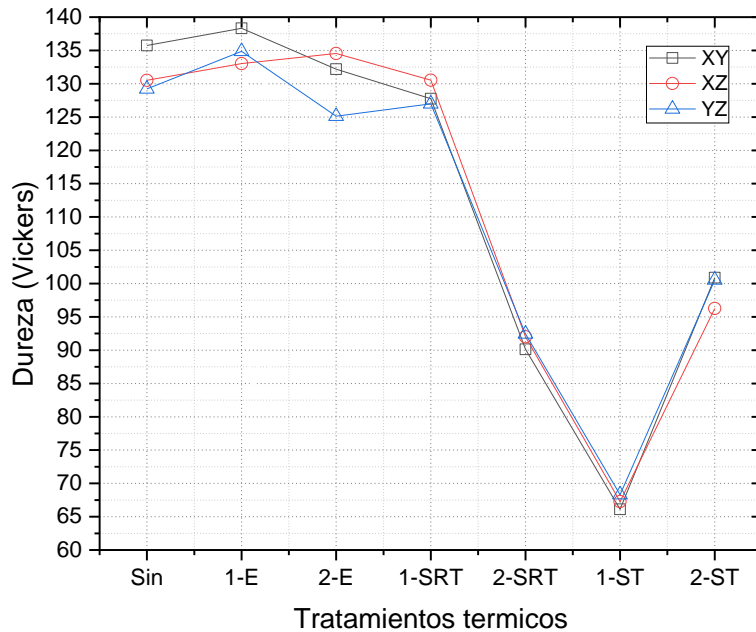


Figura 4.8 Resultados de pruebas de dureza.

En la figura 4.8 se tiene una comparación de los TT según su plano, donde el TT 1-En mejora las propiedades de dureza en los planos XY y YZ en comparación a la muestra sin TT, con un aumento de 2 y 5 Vickers respectivamente, para el caso del plano XZ los TT 1-En y 2-En tiene una mejoría en comparación de la muestra sin TT, de 3 y 4 Vickers respectivamente. La resistencia de las

muestras STT se puede atribuir al refinamiento del grano debido al método de manufactura utilizado [95]. El mejoramiento de dureza para las muestras 1-En y 2-En es probable se deba a la mayor cantidad de Si retenido en la solución sólida sobresaturada [96]. También puede explicarse por el endurecimiento por precipitación [16]. El envejecimiento se inicia con la formación de zonas de Guinier-Preston (zonas GP) ricas en Mg y Si, seguida de la formación de fases metaestables, que finalmente evolucionan a precipitados de β -Mg₂Si a nanoescala [54, 97]. Las zonas GP son grupos ricos en solutos (Si) que son coherentes y conservan la misma estructura que la red principal, que a menudo se encuentran como una primera etapa en una serie de precipitaciones y pueden ser seguidas por fases de transición metaestables hasta que se produce la fase de disolución final o estable. La formación inicial de fases metaestables (zonas G.P. y fases de transición) seguida de la formación de la fase estable es un fenómeno común en las aleaciones tratadas térmicamente [98]. Mientras que los tratamientos 2-SRT, 1-ST y 2-ST empobrecen la dureza del material drásticamente con una reducción de entre 10 a 40 Vickers. La velocidad de endurecimiento inicial está estrechamente relacionada con el contenido de soluto en la solución sólida. Tras la solución y el envejecimiento artificial, los átomos de Si atrapados en la matriz de Al se precipitan rápidamente en la red eutéctica de Si existente, lo que reduce el fortalecimiento de la solución sólida. Mientras tanto, la distancia entre las partículas de Si aumenta significativamente, lo que también contribuye a la disminución de la resistencia a la tracción y la resistencia a la deformación [95]. Esto se puede ver en la figura 4.6 para los tratamientos 1 y 2-ST y 2-SRT. También el aumento de la porosidad como se observa en la Figura 4.2 esta correlacionado con la disminución de la dureza [99]. Se denota que para el TT 1-E y la muestra sin tratamiento el mejor plano es el XY, en comparación de los TT 2-En y 1-SRT donde el mejor plano es el XZ y para los demás tratamientos las durezas según el plano de edificación son similares.

4.4 Pruebas de corrosión

4.4.1 Ruido electroquímico

4.4.1.1 Análisis visual

A continuación, se presentan las series de tiempo en potencia y corriente para la aleación AlSi10Mg realizada por manufactura aditiva por la técnica de SLM, con tratamientos térmicos y en dos planos de edificación (XY y YZ). Las pruebas se realizaron por inmersión en una solución

de NaCl al 3.5%, el análisis se realiza sin remoción de tendencia. La figura 4.9, tiene el comportamiento de la serie de tiempo en potencial y corriente para la muestra sin tratar térmicamente y las muestras con tratamiento térmico de envejecimiento.

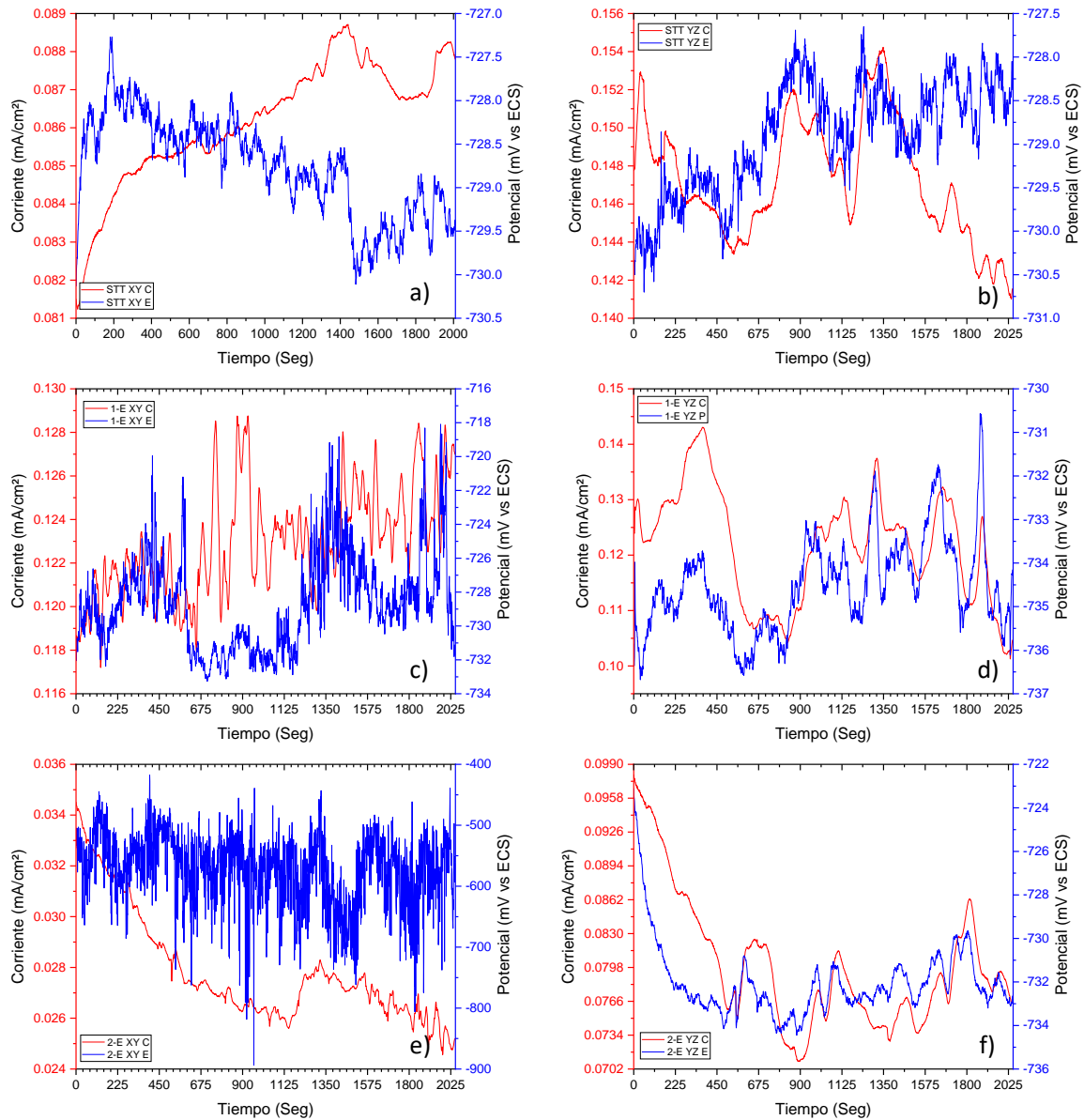


Figura 4.9 Comparación del comportamiento de las series de tiempo de ruido electroquímico de los tratamientos de envejecimiento contra el no tratado térmicamente. Sin tratamiento térmico (STT) plano: a) XY, b) YZ; tratamiento térmico 1-E plano: c) XY, d) YZ y 2-E plano: e) XY, f) YZ.

En todas las muestras del plano YZ en la serie de tiempo de corriente se evidencia un patrón similar, en el cual se presentan transitorios de alta frecuencia y amplitud, cuya magnitud está influenciada por la velocidad de corrosión y el área de los electrodos. Estas fluctuaciones son el

resultado de la superposición de múltiples procesos anódicos y catódicos individuales que ocurren cuando hay un mecanismo uniforme de corrosión [100], y a su vez se observan transitorios de menor amplitud de aproximadamente 190 nA indicando la presencia de picaduras en la superficie del material [101]. Teniendo esto en cuenta se puede decir que las muestras tienen un comportamiento mixto de corrosión. Este comportamiento también se tiene para las muestras 1-En y 2-En de plano XY. En la serie de tiempo de voltaje se pueden observar descensos bruscos en el potencial con una rápida recuperación posterior, lo que puede ser indicativo de altas velocidades de disolución. Estas caídas pueden ser consecuencia de la formación de picaduras y la posterior regeneración de una posible capa pasiva a través de la reducción del oxígeno. También es posible que estén relacionadas con procesos de picadura metaestable. [102].

La figura 4.10, presenta el comportamiento de la serie de tiempo en potencial y corriente para la muestra sin tratar térmicamente y las muestras con tratamiento térmico de relevado de esfuerzos; Donde se observa el mismo comportamiento que las muestras anteriormente mencionadas, que tienen transitorios de alta amplitud y alta frecuencia, así como transitorios de baja amplitud de menos 300 a 400 nA. Estas señales sugieren un comportamiento mixto de corrosión (corrosión uniforme y localizada). La única diferencia notable que se observa es una mayor actividad de transitorios de baja amplitud para las muestras con el tratamiento 2-SRT, indicador de una mayor actividad de corrosión localizada.

La figura 4.11, tiene el comportamiento de la serie de tiempo en potencial y corriente para la muestra sin tratar térmicamente y las muestras con tratamiento térmico T6. En este caso los transitorios de alta amplitud se presentan con mayor frecuencia, así como los transitorios de baja amplitud de entre 300 a 500 nA, indicando una mayor actividad en la superficie de la muestra. Esto puede ser debido a las partículas de Si que se engrosan y proporcionan suficiente fuerza impulsora, y promover la propagación de las picaduras, dado que estas partículas actúan como zonas catódicas y aceleran el proceso de corrosión. Por lo tanto, se cree que la poca capacidad de resistencia al crecimiento de las picaduras determina la poca resistencia a la corrosión de las muestras 2-SRT y ST [101].

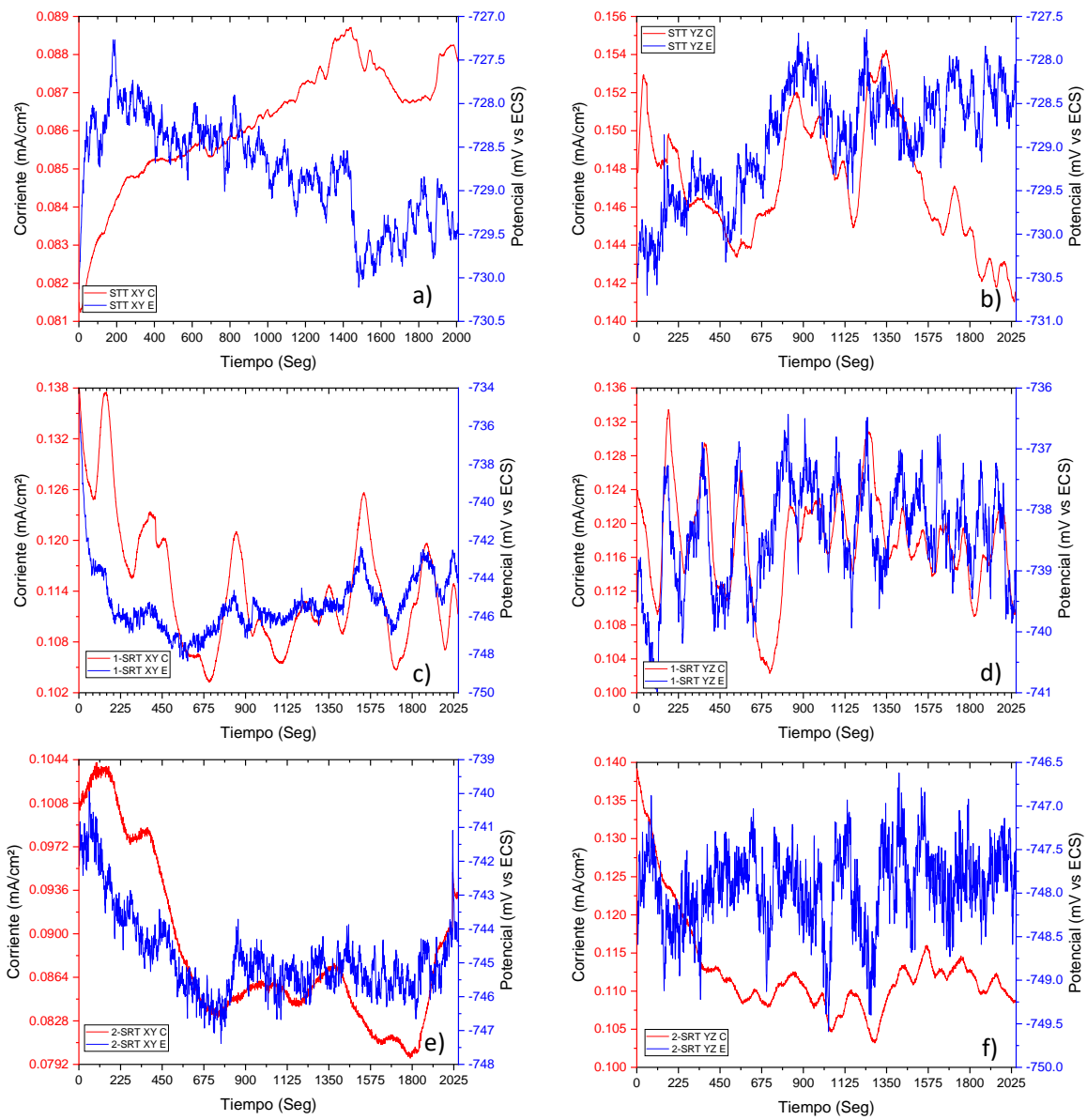


Figura 4.10 Comparación del comportamiento de las series de tiempo de ruido electroquímico de los tratamientos de relevado de esfuerzos contra el no tratado térmicamente. Sin tratamiento térmico (STT) plano: a) XY, b) YZ, con tratamiento térmico 1-SRT plano: c) XY, d) YZ y 2-SRT plano: e) XY, f) YZ.

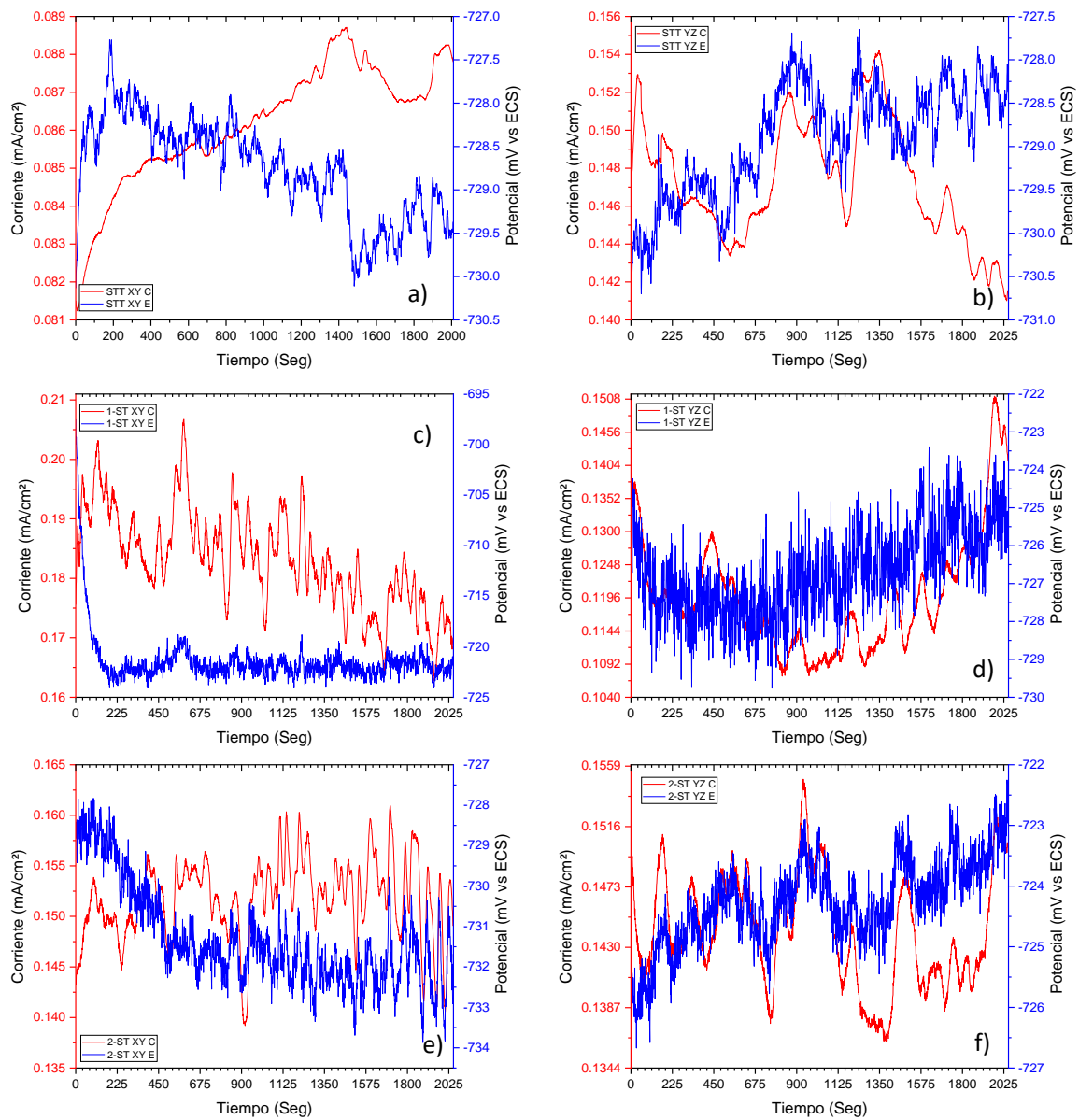


Figura 4.11 Comparación del comportamiento de las series de tiempo de ruido electroquímico de los tratamientos en solución contra el no tratado térmicamente. Sin tratamiento térmico (STT) plano: a) XY, b) YZ; tratamiento térmico 1-ST plano: c) XY, d) YZ y 2-ST plano: e) XY, f) YZ.

4.4.1.1 Análisis Estadístico

A continuación, se presentan los resultados del análisis estadístico para ruido electroquímico de las muestras estudiadas con remoción de tendencia por polinomios de grado 9.

Tabla 4.2 Parámetros estadísticos de las series de tiempo en corriente y potencial con remoción de tendencia.

Muestra	Rn ($\Omega\text{-cm}^2$)	Icorr (mA/cm ²)	IL	Tipo de Corr.
STT XY	1453.22	0.07	0.0019	Uniforme
STT YZ	184.36	0.25	0.011	Mixta
1-En XY	1071.32	0.023	0.013	Mixta
2-En XY	164347.96	0.00093	0.012	Mixta
1-En YZ	174.25	0.24	0.035	Mixta
2-En YZ	294.02	0.098	0.027	Mixta
1-SRT XY	156.73	0.12	0.039	Mixta
2-SRT XY	490.21	0.14	0.012	Mixta
1-SRT YZ	140.29	0.24	0.0402	Mixta
2-SRT YZ	306.71	0.37	0.011	Mixta
1-ST XY	166.18	0.08	0.027	Mixta
2-ST XY	170.75	0.083	0.021	Mixta
1-ST YZ	250.83	0.12	0.0108	Mixta
2-ST YZ	137.92	0.14	0.021	Mixta

En la tabla 4.2 se tabularon los resultados obtenidos de los métodos estadísticos utilizados en este estudio los cuales son Rn y IL. Según lo obtenido, las muestras con el tratamiento térmico 2-En tiene la mayor resistencia a la corrosión, indicando una velocidad de corrosión menor [70], las muestras tratadas térmicamente con 1-En tienen un decaimiento mínimo de la resistencia a ruido en comparación con las muestras no tratadas térmicamente. En el caso de las muestras con SRT la muestra 2-SRT YZ tiene una mejor respuesta en comparación con la muestra STT YZ, y para el plano XY se tiene un considerable decaimiento del Rn. Se presenta el mismo caso para las muestras con ST, donde se tiene un decaimiento considerable del Rn para el plano XY y una mejora para la muestra 1-ST YZ. Para la mayoría de las muestras se presenta un mecanismo de corrosión mixta ya que el IL está en un rango de 0.1 a 0.01.

4.4.2 Curvas de Polarización Potenciodinámicas Cíclicas (CPPC)

La Figura 4.12 se presenta el comportamiento de las curvas cíclicas de polarización comparando la muestra sin tratamiento térmico contra el tratamiento de envejecimiento, para los dos planos.

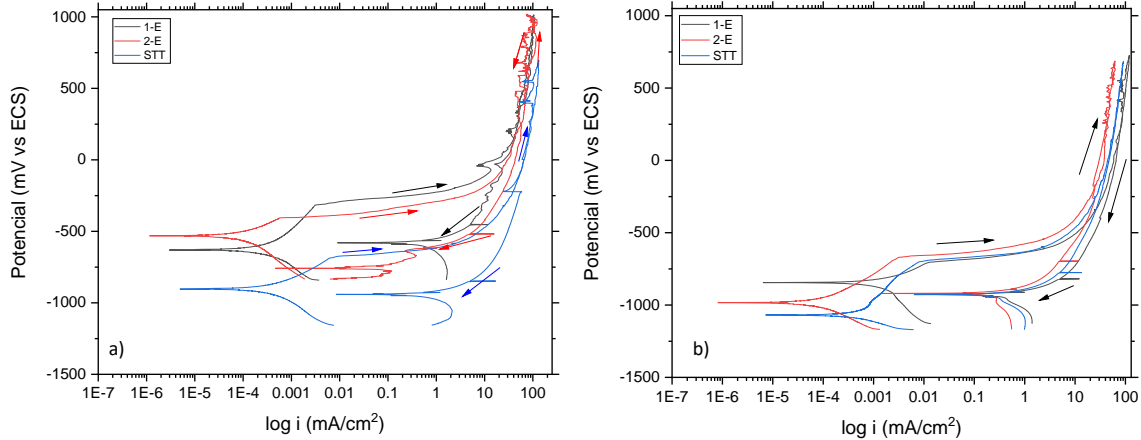


Figura 4.12 Comparación de las gráficas de curvas potenciodinámicas cíclicas de muestras sin tratar térmicamente contra muestras tratadas con envejecimiento. En plano a) XY y b) YZ.

Las muestras con tratamientos térmicos de envejecimiento en ambos planos (Figura 4.12) presentan en su rama anódica un comportamiento de activación, y con una tendencia a la pasivación en altas densidades de corriente. Y donde la muestra 2-E en el plano XY presenta el E_{corr} más noble con potencial de -528 mV, para la muestra STT -900mV y para la muestra 1-E de -931 mV, indicando que en la muestra 2-E en este plano es menos probable la corrosión. En comparación con el plano YZ que la muestra 1-E es la más noble con un E_{corr} de -837 mV y una diferencia de al menos 100 mV entre cada uno de ellos, como se puede observar en la tabla 4.3. Se observa una mínima mejora en la velocidad de corrosión para las muestras 2-E en ambos planos, en comparación con la muestra sin tratar térmicamente, y un aumento mínimo en la velocidad de corrosión para las muestras 1-E en ambos planos. Los estudios de corrosión inducida por partículas indican que los precipitados pueden ser más nobles o activos con respecto a la matriz de Al. Esto puede atribuirse al aumento en la fracción del área catódica en la superficie de la muestra, debido a el tiempo de envejecimiento [103]. La disminución mínima de la velocidad de corrosión para el tratamiento 1-E se puede atribuir a el aumento de partículas catódicas como lo puede ser el Mg_2Si , haciendo más anódica la matriz α -aluminio [104], por lo que se puede ver un aumento en la resistencia mecánica (como se observa en la figura 4.8).

Tabla 4.3 Resultados electroquímicos de las pruebas CPPC de las muestras tratadas con envejecimiento.

Muestra	E_{corr} (mV vs ECS)	I_{corr} (mA/cm ²)	Velocidad de corrosión (mm/año)
STT XY	-898.48	2.08E-04	2.30E-03
1-E XY	-630.88	2.62E-04	2.90E-03
2-E XY	-528.08	6.45E-05	7.15E-04
STT YZ	-1068.47	3.90E-04	4.33E-03
1-E YZ	-838.56	5.64E-04	6.26E-03
2-E YZ	-984.29	4.54E-05	5.03E-04

La Figura 4.13 presenta el comportamiento de las curvas cíclicas de polarización comparando la muestra sin tratamiento térmico contra el tratamiento de relevado de esfuerzo, para los dos planos.

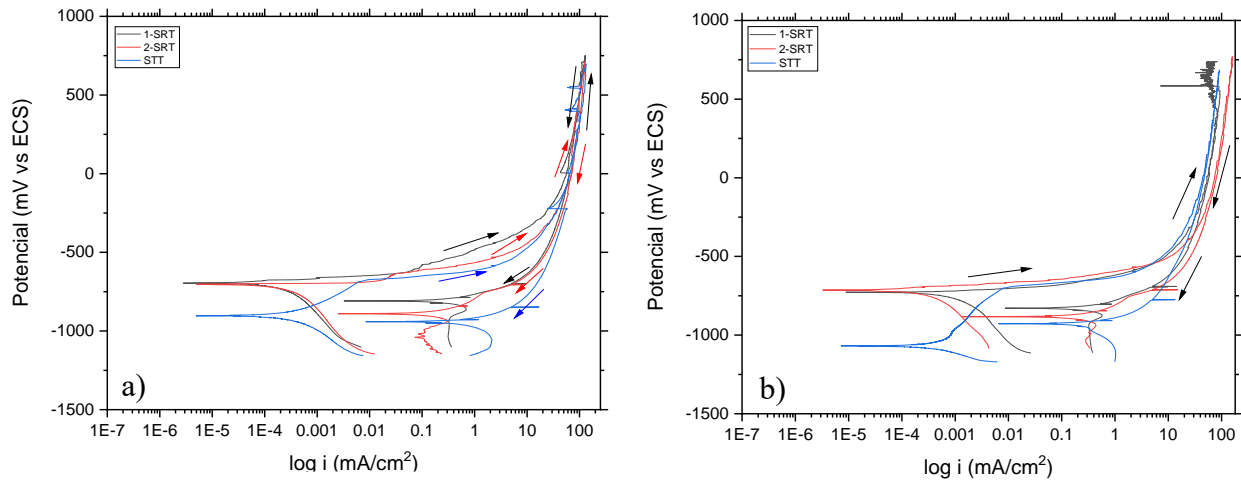


Figura 4.13 Comparación de las gráficas de curvas potenciodinámicas cíclicas de muestras sin tratar térmicamente contra muestras tratadas con relevado de esfuerzos térmico. En planos a) XY y b) YZ.

En la figura 4.13 se tiene las gráficas de curvas de polarización potenciodinámicas cíclicas de las muestras tratadas con un relevado o alivio de esfuerzos, comparadas con la muestra sin tratar térmicamente, esto para los dos planos de edificación. Todas las muestras tienen un comportamiento similar donde la rama anódica tiene un comportamiento de activación sin ninguna pasivación. De igual manera a las muestras con tratamientos térmicos de envejecido, no se tiene un potencial de repasivación indicando que las picaduras generadas no se reavivarán por completo, y las picaduras preformadas seguirán propagándose y creciendo. Los valores de E_{corr} son muy similares para las muestras con tratamiento térmico en ambos planos estando en los -700 mV, indicando una menor probabilidad a la corrosión. Los valores de velocidad de corrosión son muy

similares con la mismo escala de magnitud de $\times 10^{-3}$ (como se puede observar en la tabla 4.4), que se puede atribuir a las diferencias existentes en términos de la densidad en los límites del baño de fusión de una muestra a otra, en lugar del cambio en la microestructura de las muestras [105], y como se observó en la figura 4.6 al menos para la muestra 1-SRT, mantiene la microestructura de la muestra sin tratar. Para la muestra 2-SRT se observa una mejora de la velocidad de corrosión de al menos 3 milésimas.

Tabla 4.4 Resultados electroquímicos de las pruebas CPPC de las muestras tratadas con alivio de esfuerzos.

Muestra	E_{corr} (mV vs ECS)	I_{corr} (mA/cm ²)	Velocidad de corrosión (mm/año)
STT XY	-898.48	2.08E-04	2.30E-03
1-SRT XY	-697.81	2.74E-04	3.04E-03
2-SRT XY	-702.79	1.24E-04	1.38E-03
STT YZ	-1068.47	3.90E-04	4.33E-03
1-SRT YZ	-727.85	3.36E-04	3.73E-03
2-SRT YZ	-714.08	1.20E-04	1.33E-03

La Figura 4.14 se presenta el comportamiento de las curvas cíclicas de polarización comparando la muestra sin tratamiento térmico contra el tratamiento de solución, para los dos planos.

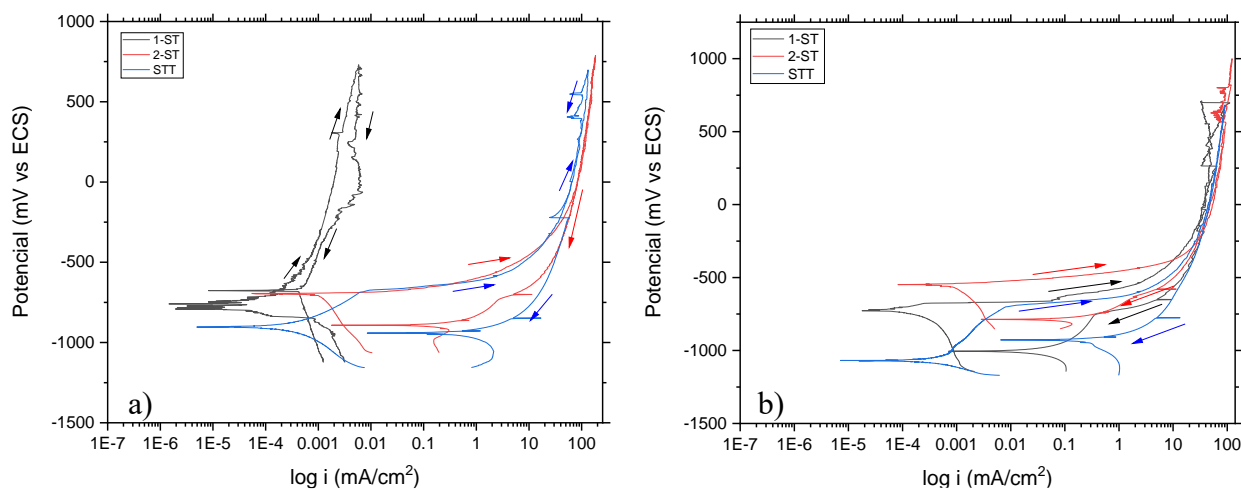


Figura 4.14 Comparación de las gráficas de curvas potenciodinámicas cíclicas de muestras sin tratar térmicamente contra muestras tratadas en solución. En plano a) XY y b) YZ.

Para las muestras tratadas con T6 se observan E_{corr} más nobles que la muestra si tratamiento térmico, indicando una menor probabilidad de corrosión, con potenciales de -760 a -550 mV

aproximadamente para las muestras con T6 y para la muestra sin tratamiento de -1068 y -898 mV según el plano YZ y XY respectivamente. Por otro lado se tiene una mejora en la velocidad de corrosión en la muestra 1-ST en comparación con la muestra no tratada, esto puede ser debido en el caso de la muestra 1-STXY a que el potencial de transición anódico a catódico ((E_{an-ca})) es más noble que el valor de E_{corr} , indicando que la propagación de picaduras activas se ve disminuida o detenida [74].

Según lo indicado en la literatura para muestras tratadas en solución por encima de 400° C, el silicio se precipita de la matriz de aluminio sobresaturada para formar un cristal en crecimiento, la matriz se vuelve menos noble, como se puede observar en la figura 4.15. De esta manera, hay más estimulación galvánica de la corrosión por parte de la matriz de aluminio mediante la formación de partículas de silicio, y se disminuye la resistencia a la nucleación de picaduras [10].

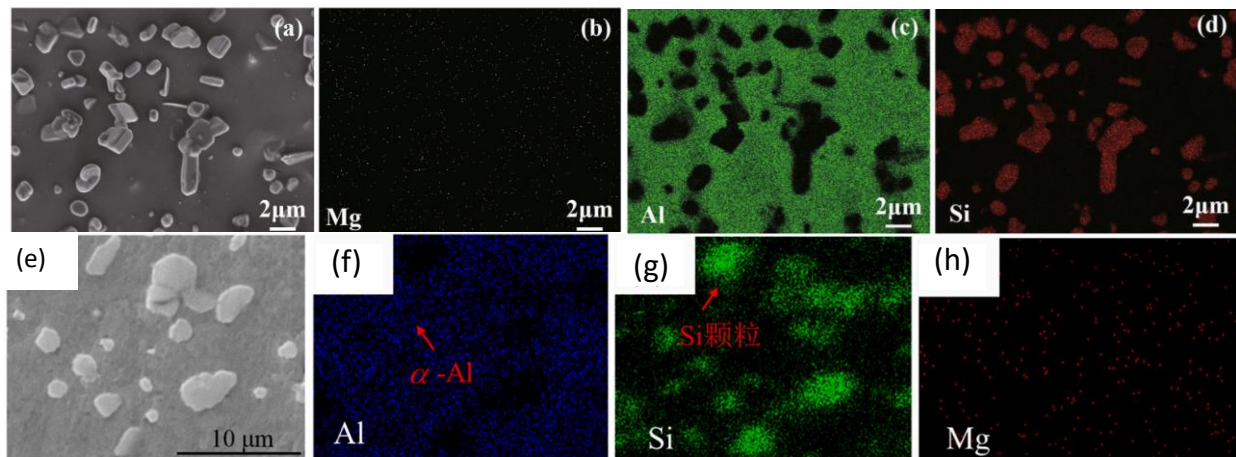


Figura 4.15 Mapeo de elementos de la aleación AlSi10Mg producida por SLM después del tratamiento térmico a 550°C durante 2 h [4] (a-d) y tratada térmicamente con T6 a temperatura de 540°C (e-h). Ambas en dirección de fabricación [106].

En este caso, para el tratamiento 1-ST, se tiene el silicio distribuido uniformemente en la matriz de α -aluminio, por el contrario, en el tratamiento 2-ST es el caso según la literatura, y por consiguiente tiene un valor mayor de velocidad de corrosión comparado con la muestra no tratada, esto se puede observar en la figura 4.16.

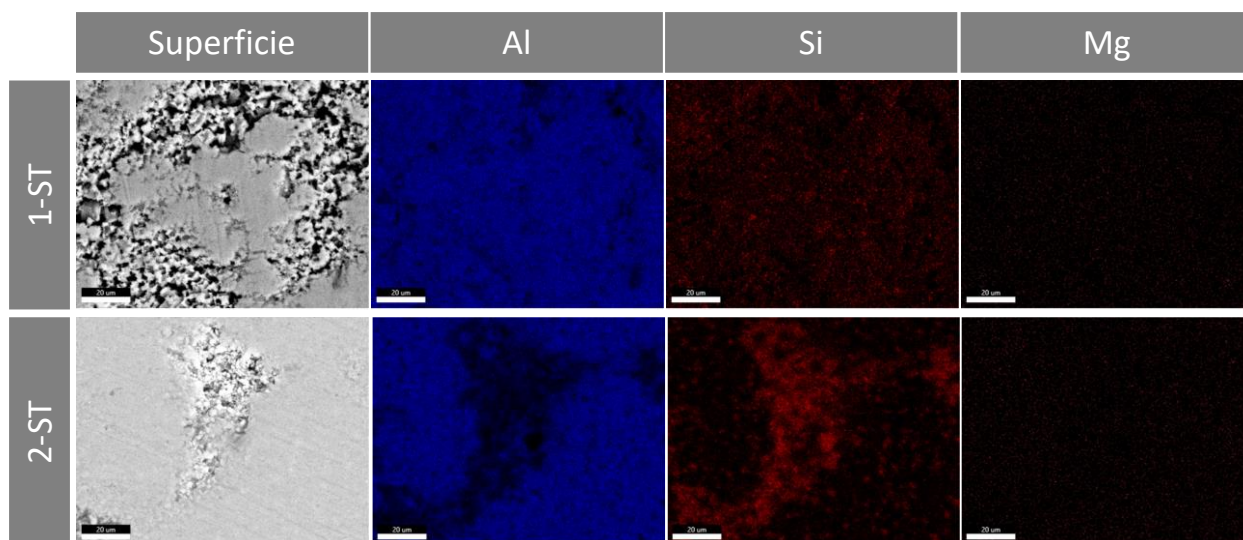


Figura 4.16 Micrografía FESEM y mapeos EDS de morfología de corrosión para los tratamientos térmicos 1 y 2-ST en el plano XY.

Tabla 4.5 Resultados electroquímicos de las pruebas CPPC de las muestras tratadas con T6.

Muestra	E_{corr} (mV vs ECS)	I_{corr} (mA/cm ²)	Velocidad de corrosión (mm/año)
STT XY	-898.48	2.08E-04	2.30E-03
1-ST XY	-759.66	8.46E-05	9.38E-04
2-ST XY	-694.64	7.66E-04	8.49E-03
STT YZ	-1068.47	3.90E-04	4.33E-03
1-ST YZ	-727.54	8.47E-05	9.40E-04
2-ST YZ	-548.51	7.66E-04	8.49E-03

Todas las muestras presentan un mismo comportamiento con respecto a la histéresis, donde el mismo cambio de densidad de corriente necesita un mayor cambio de potencial de polarización para la exploración hacia atrás con respecto a la exploración hacia adelante. Por lo tanto, una vez que se inician las picaduras en las superficies corroídas, es difícil que dejen de propagarse ya que la exploración hacia atrás tiene una disminución lenta de la densidad de corriente. Además, el tamaño del bucle de histéresis se puede decidir por la diferencia entre la densidad de corriente directa e inversa. Prácticamente, un mayor tamaño de histéresis positiva indica una mayor dificultad para restaurar la película/recubrimiento dañado [107]. De igual manera las muestras analizadas (con excepción de 1-ST XY) no tiene un potencial de repasivación indicando que las picaduras generadas no se reavivaran por completo y las picaduras preformadas seguirán propagándose y creciendo [74], esto debido a que el E_{an-ca} es más negativo, es que el potencial

de las áreas corroídas (E_{an-ca}) es más negativo que el área no corroída (E_{corr}), lo que lleva a que las áreas corroídas sirvan como regiones anódicas y continúen corroyéndose [107].

3. Conclusiones

El objetivo general de esta tesis fue estudiar el desempeño que muestra la aleación AlSi10Mg con diferentes tratamientos térmicos frente a la corrosión y cómo estos influyen en la dureza, microestructura del material. Con la experimentación realizada y las referencias consultadas se llegó a las siguientes conclusiones:

- ❖ No existe una modificación aparente de la microestructura para las muestras 1-En, 2-En y 1-SRT en comparación con la muestra sin tratar. Donde se observa un cambio de la microestructura es en la muestra 2-SRT (- 300 °C por 2h, enfriado en aire). Y para las muestras ST (400 y 500°C por 2h, enfriado en agua y envejecimiento a 160 °C por 24h se tiene un cambio completo de la microestructura, donde las fases de silicio eutéctico y la estructura celular dendrítica de Al- α se van desvaneciendo, y forman una estructura homogénea con precipitados de partículas de Si en la matriz de aluminio.
- ❖ El mayor aumento de la dureza se dio con las condiciones del tratamiento 1-E (160 °C por 5h) con un valor de 136 HV, que se atribuye a la generación de precipitados de Mg₂Si. Se produce una reducción de la dureza en los tratamientos 1-SRT, 2-SRT, 1-ST y 2-ST, siendo este último el menor con valores de 65 HV, debido a la disociación del silicio de la matriz de Al- α , y al engrosamiento de las partículas de silicio, así como el aumento de porosidad de las muestras. La dirección de fabricación en general no presenta un factor determinante en la diferencia de durezas, excepto en el tratamiento 2E donde el plano YZ presenta el menor valor (125 HV).
- ❖ Mediante la técnica de ruido electroquímico se determinó que las muestras tienen un tipo de corrosión mixta, presentando valores del IL entre 0.0 y 0.01, así como una resistencia a la polarización muy similar para el plano YZ, de las muestras tratadas térmicamente contra las muestras no tratadas (entre 100 y 300 Ω -cm²). Para el plano XY destaca la muestra 2-E con una resistencia de 165000 Ω -cm² aproximadamente.

- ❖ En las pruebas de curvas potenciodinámicas cíclicas se observa que la mayoría de las muestras tienden a potenciales de corrosión (E_{corr}) más nobles (entre -500 a -900 mV) que las muestras no tratadas térmicamente (entre -950 a -1060 mV) indicando una menor probabilidad de corrosión. En cuanto a la velocidad de corrosión se tiene un mínimo aumento para las muestras 1-E ($2.90E-3$ mm/año XY y $6.26E-3$ mm/año YZ) y un aumento notable para la muestra 2-ST ($8.49E-3$ mm/año XY y YZ). Para las muestras 2-E ($6.45E-5$ mm/año XY y $4.54E-5$ mm/año YZ), 2-SRT ($1.24E-4$ mm/año XY y $1.2E-4$ mm/año YZ) y 1-ST ($8.46E-5$ mm/año XY y $8.47E-5$ mm/año YZ) se tiene una disminución en comparación con las muestras no tratadas ($2.08E-3$ mm/año XY y $3.9E-4$ mm/año YZ).
- ❖ Con los resultados obtenidos no se tiene una muestra que sea mejor en dureza como en resistencia a la corrosión. Ya que las muestras (1-En) con una mayor dureza que las muestras no tratadas (con una diferencia de 4 HV aproximadamente), presentan un aumento de la velocidad de corrosión de 2 milésimas de unidad aproximadamente, así como las muestras (2-En) que tiene una menor velocidad de corrosión de 10 milésimas de unidad en comparación con la muestra no tratada, tiene una disminución de su dureza de 4 HV aproximadamente.

4. Referencias

1. Bhushan, B. and M.J.M.T. Caspers, *An overview of additive manufacturing (3D printing) for microfabrication*. 2017. **23**(4): p. 1117-1124.
2. Cabrini, M., et al., *Corrosion behavior of AlSi10Mg alloy produced by laser powder bed fusion under chloride exposure*. 2019. **152**: p. 101-108.
3. Chen, Z., et al., *Experimental research on selective laser melting AlSi10Mg alloys: process, densification and performance*. 2017. **26**(12): p. 5897-5905.
4. Gu, X.-H., et al., *Corrosion behavior of selective laser melted AlSi10Mg alloy in NaCl solution and its dependence on heat treatment*. 2020. **33**(3): p. 327-337.
5. Matjeke, V.J., et al., *Effect of heat treatment time on the microstructure and mechanical deformation behavior of additive-manufactured AlSi10Mg components*. 2020. **5**(4): p. 379-385.
6. Cázares González, C.S., *Estudio del efecto de la velocidad de temple sobre la precipitación en aleaciones de aluminio-silicio-magnesio*. 2016, Universidad Autónoma de Nuevo León.
7. Echavarría, A. and G.A.J.R.C.d.M. Orrego, *Metalurgia básica de algunas aleaciones de aluminio extruidas o laminadas*. 2012(2).
8. Gu, X.-H., et al., *Corrosion behavior of selective laser melted AlSi10Mg alloy in NaCl solution and its dependence on heat treatment*. 2020. **33**: p. 327-337.
9. Zakay, A. and E.J.J. Aghion, *Effect of post-heat treatment on the corrosion behavior of AlSi10Mg alloy produced by additive manufacturing*. 2019. **71**(3): p. 1150-1157.
10. Cabrini, M., et al., *Statistical approach for electrochemical evaluation of the effect of heat treatments on the corrosion resistance of AlSi10Mg alloy by laser powder bed fusion*. 2019. **305**: p. 459-466.
11. Cabrini, M., et al., *Corrosion behavior of heat-treated AlSi10Mg manufactured by laser powder bed fusion*. 2018. **11**(7): p. 1051.
12. Koch, G.H., et al., *Corrosion cost and preventive strategies in the United States*. 2002, United States. Federal Highway Administration.
13. Sastri, V.S., *Challenges in corrosion: costs, causes, consequences, and control*. 2015: John Wiley & Sons.
14. Serna Mosquera, M.C., *Estudio de corrosión en pieles y estructuras aeronáuticas*. 2007, Universidad Autónoma de Occidente.
15. Campbell Jr, F.C., *Manufacturing technology for aerospace structural materials*. 2011: Elsevier.
16. Cavazos García, J.L., *Tratamiento térmico de una aleación de aluminio 6063*. 1998, Universidad Autónoma de Nuevo León.
17. Gialanella, S. and A. Malandrucolo, *Journal: Aerospace Alloys Topics in Mining, Metallurgy and Materials Engineering*, 2019, p. 387-438.
18. Morales Rendón, F., *Estudio de adhesibilidad entre una aleación de aluminio A319. 0 y una camisa de aluminio base Al-Si-Cu-MG. para aplicaciones automotrices*. 2003, Universidad Autónoma de Nuevo León.
19. Davis, J., *Aluminum and Aluminum Alloys, Light Metals and Alloys*. 2001, ASM International.

20. Maffia, E., *Estructura y propiedades de las aleaciones: cobre y sus aleaciones*. 2013, La Plata-Argentina: Universidad Nacional de la Plata.
21. Ghedjati, K., et al., *Elaboration of AlSi10Mg casting alloys using directional solidification processing*. 2015. **22**(5): p. 509-515.
22. Hren, I., M. Luňák, and S.J.M.T. Kuśmierczak, *The formation and elimination of the negative influence of porosity on the properties of the alloy castings AlSi10Mg*. 2020. **20**(2): p. 170-176.
23. Zyguła, K., et al., *Mechanical properties and microstructure of AlSi10Mg alloy obtained by casting and SLM technique*. 2018. **104**: p. 456-466.
24. Böyük, U., S. Engin, and N.J.M.C. Maraşlı, *Microstructural characterization of unidirectional solidified eutectic Al-Si-Ni alloy*. 2011. **62**(9): p. 844-851.
25. Zhang, Z., et al. *Microstructure and mechanical properties of AlSi10Mg permanent mould and high pressure vacuum die castings*. in *Proceedings of the 16th International Aluminum Alloys Conference (ICAA16), Montreal, QC, Canada*. 2018.
26. Shakil, S., et al., *Additive manufactured versus cast AlSi10Mg alloy: Microstructure and micromechanics*. 2021. **10**: p. 100178.
27. Louvis, E., P. Fox, and C.J.J.J.o.M.P.T. Sutcliffe, *Selective laser melting of aluminium components*. 2011. **211**(2): p. 275-284.
28. Yan, Q., et al., *Comparative study of performance comparison of AlSi10Mg alloy prepared by selective laser melting and casting*. 2020. **41**: p. 199-208.
29. Trevisan, F., et al., *On the selective laser melting (SLM) of the AlSi10Mg alloy: process, microstructure, and mechanical properties*. 2017. **10**(1): p. 76.
30. Zou, J., et al., *A study on cavitation erosion behavior of AlSi10Mg fabricated by selective laser melting (SLM)*. 2017. **376**: p. 496-506.
31. Brandl, E., et al., *Additive manufactured AlSi10Mg samples using Selective Laser Melting (SLM): Microstructure, high cycle fatigue, and fracture behavior*. 2012. **34**: p. 159-169.
32. Hadadzadeh, A., et al., *Contribution of Mg₂Si precipitates to the strength of direct metal laser sintered AlSi10Mg*. 2019. **739**: p. 295-300.
33. Alabort Martínez, C., *Estudio del efecto del tamaño, orientación y formato de impresión sobre las propiedades mecánicas del Ti-6Al-4V obtenido mediante fusión selectiva por láser (SLM)*. 2019.
34. Frazier, W.E.J.J.o.M.E. and performance, *Metal additive manufacturing: a review*. 2014. **23**(6): p. 1917-1928.
35. Herzog, D., et al., *Additive manufacturing of metals*. 2016. **117**: p. 371-392.
36. Kruth, J.P., et al., *Binding mechanisms in selective laser sintering and selective laser melting*. 2005.
37. Steinlin, S., *Caracterización de la microestructura binaria ("chessboard pattern") en muestras de Ti-6Al-4V fabricadas por SLM (Selective Laser Melting)*. 2020, Universitat Politècnica de Catalunya.
38. Koike, M., Greer, P., Owen, K., Lilly, G., Murr, L. E., Gaytan, S. M., ... & Okabe, T, *Evaluation of titanium alloys fabricated using rapid prototyping technologies—electron beam melting and laser beam melting*. *Materials*, 2011. **4**(10): p. 1776-1792.
39. Kruth, J.-P., et al., *Selective laser melting of iron-based powder*. 2004. **149**(1-3): p. 616-622.
40. Shi, X., et al., *Performance of high layer thickness in selective laser melting of Ti6Al4V*. 2016. **9**(12): p. 975.
41. Yap, C.Y., et al., *Review of selective laser melting: Materials and applications*. 2015. **2**(4): p. 041101.
42. Leal, M.L.B., et al., *Análisis estadístico de parámetros de fabricación en AlSi10Mg mediante Manufactura Aditiva de metales*. 2019. **6**(5): p. 7.

43. Hanzl, P., et al., *The influence of processing parameters on the mechanical properties of SLM parts*. 2015. **100**: p. 1405-1413.
44. Zhang, B., Y. Li, and Q.J.C.J.o.M.E. Bai, *Defect formation mechanisms in selective laser melting: a review*. 2017. **30**(3): p. 515-527.
45. Galy, C., et al., *Main defects observed in aluminum alloy parts produced by SLM: From causes to consequences*. 2018. **22**: p. 165-175.
46. Molera Solá, P., *Tratamientos térmicos de los metales*. Vol. 51. 1991: Marcombo.
47. Obando, F., E. Sánchez, and L.F.C.J.M.A. Patiño, *Tratamientos térmicos para aluminios*. 2014. **31**: p. 36-43.
48. Pérez Patiño, J.A., *Tratamientos térmicos de los aceros*. 1996, Universidad Autónoma de Nuevo León.
49. Baile Puig, M.T., *Estudio de la conformación de componentes aluminio-silicio en estado semisólido*. 2005: Universitat Politècnica de Catalunya.
50. Vieda Gaona, A.F. and O.F. Mora Mora, *Efecto del tratamiento térmico de envejecido artificial en la rugosidad del aluminio 6061*. 2018.
51. Avila, C.A.B., M.S. Cetina, and J.J.A.I.e.I. Lemus, *Influencia del tratamiento térmico de envejecimiento en las propiedades mecánicas de los aluminios 6061 T6 y 6063 T5*. 2010. **1**(13): p. 20-25.
52. Casati, R., et al., *Effects of platform pre-heating and thermal-treatment strategies on properties of AlSi10Mg alloy processed by selective laser melting*. 2018. **8**(11): p. 954.
53. Fite, J., et al., *Evolution of the microstructure and mechanical properties of additively manufactured AlSi10Mg during room temperature holds and low temperature aging*. 2020. **36**: p. 101429.
54. Fousová, M., et al., *Changes in the microstructure and mechanical properties of additively manufactured AlSi10Mg alloy after exposure to elevated temperatures*. 2018. **137**: p. 119-126.
55. Sarentica, A., *Conventional heat treatment of additively manufactured AlSi10Mg*. 2019.
56. Pérez Husillos, D., *Estudio comparativo sobre el alivio de tensiones residuales mediante vibraciones (técnica VSR) en comparativa a los tratamientos térmicos convencionales*. 2017.
57. Mfusi, B.J., et al., *The effect of stress relief on the mechanical and fatigue properties of additively manufactured AlSi10Mg parts*. 2019. **9**(11): p. 1216.
58. Rubben, T., R.I. Revilla, and I.J.C.S. De Graeve, *Influence of heat treatments on the corrosion mechanism of additive manufactured AlSi10Mg*. 2019. **147**: p. 406-415.
59. Gurrappa, I. and I. Yashwanth, *The importance of corrosion and the necessity of applying intelligent coatings for its control*, in *Intelligent coatings for corrosion control*. 2015, Elsevier. p. 17-58.
60. Javaherdashti, R., F.J.I.J.o.E.T. Akvan, and M. Research, *On the link between future studies and necessity of including corrosion in a "Desired Future" scenario: Presenting a model*. 2015. **2**(4): p. 1-8.
61. Lohner, H. and A.J.A.A.C.o.A.S. Fangmeier, WIT press, Southampton, Boston, *Basic Needs and Parameters for Aluminium Alloy Corrosion Modelling as Applied in the Aviation Industry*. 2013: p. 13-21.
62. Azuara, R., *Curso de corrosión básico NACE*, Editor. 2004.
63. Salazar-Jiménez, J.A.J.R.T.e.M., *Introducción al fenómeno de corrosión: tipos, factores que influyen y control para la protección de materiales*. 2015. **28**(3): p. 127-136.
64. Bryant, M., A.J.O. Neville, and trauma, *Corrosion and mechanical properties*. 2016. **30**(3): p. 176-191.
65. Singh, R., *Corrosion control for offshore structures: cathodic protection and high-efficiency Coating*. 2014: Gulf Professional Publishing.

66. Ávila, J. and J. Genescá, *Más allá de la herrumbre 1*. 2013: Fondo de cultura económica.
67. Ahmad, Z., *Principles of corrosion engineering and corrosion control*. 2006: Elsevier.
68. Revie, R.W., *Corrosion and corrosion control: an introduction to corrosion science and engineering*. 2008: John Wiley & Sons.
69. Castro, A.E.M., *Implantación iónica por plasma en Titanio y aceros inoxidable usados en prótesis e instrumental médico*. 2008, Universidad Autónoma México.
70. López, T.P., et al., *Análisis estadístico de los registros de ruido electroquímico obtenidos del proceso de corrosión del acero de refuerzo embebido en concreto*. 2017. **16**(1): p. 293-305.
71. Cuadrado Martínez, R.D., M.d.R. Del Valle Alonso, and Y.d.C. Aramendiz Quiroz, *Diseño y construcción de un equipo trazador de curvas potencioestáticas y potenciodinámicas para pruebas de laboratorio que determinen el comportamiento de materiales en medios corrosivos*. 2003.
72. Rodríguez Gómez, F.J.T.e.p.e.e.d.l.c., Ed. J. Genescá LLongueras, Laboratorio de Corrosión de la Facultad de Química de la UNAM, México, capítulo, *Técnicas electroquímicas de corriente directa para la medición de la velocidad de corrosión. Resistencia a la polarización*. 2001. **2**.
73. Lock, A.U. and I.D.J.R.d.q. Tang, *Principios de las técnicas electroquímicas en estudios de procesos de corrosión*. 1988. **2**(1): p. 23-31.
74. Esmailzadeh, S., et al., *Interpretation of cyclic potentiodynamic polarization test results for study of corrosion behavior of metals: a review*. 2018. **54**(5): p. 976-989.
75. Lanchas García-Zarco, S., *Evaluación del comportamiento de las pinturas mediante la técnica de ruido electroquímico*. 2013, Enxeñería Química (T04).
76. Pedemonte, F.J.B., M.M. Bárcena, and Á.A. Villero, *Ruido electroquímico: Métodos de análisis*. 2002: Septem Ediciones.
77. Nieto Herreras, D., *Análisis de los tránsitos de ruido electroquímico para aceros inoxidable en medios con cloruros*. 2018.
78. Tamayo, J. and J.U. Chavarín, *La Técnica de Ruido Electroquímico para el estudio de la Corrosión*. 2002, México: Juan Genescá LLongueras.
79. Jeyaprabha, C., et al., *Applications of electrochemical noise measurements in corrosion studies: A review*. 2001. **19**(3-4): p. 301-314.
80. Fitts, C.R., *Groundwater science*. 2002: Elsevier.
81. Manger, G.E., *Porosity and bulk density of sedimentary rocks*. 1963.
82. Biffi, C., et al., *Microstructure and preliminary fatigue analysis on AlSi10Mg samples manufactured by SLM*. 2017. **7**: p. 50-57.
83. Thijs, L., et al., *Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder*. 2013. **61**(5): p. 1809-1819.
84. Dong, Z., et al., *Microstructural evolution and characterization of AlSi10Mg alloy manufactured by selective laser melting*. 2022. **17**: p. 2343-2354.
85. Asgari, H., et al., *On microstructure and mechanical properties of additively manufactured AlSi10Mg_200C using recycled powder*. 2017. **707**: p. 148-158.
86. Godino Martinez, M., *AlSi10Mg parts produced by selective laser melting (SLM)*. 2013.
87. Kempen, K., et al. *Process optimization and microstructural analysis for selective laser melting of AlSi10Mg*. in *2011 International Solid Freeform Fabrication Symposium*. 2011. University of Texas at Austin.
88. Sames, W., et al. *Effect of process control and powder quality on Inconel 718 produced using electron beam melting*. in *8th Int. Symp. Superalloy 718 Deriv*. 2014.
89. Collot, L., *Caracterización avanzada de muestras de aleación Al-Si-10 Mg obtenidas por fabricación aditiva*. 2021, Universitat Politècnica de Catalunya.

90. Hadadzadeh, A., et al., *Columnar to equiaxed transition during direct metal laser sintering of AlSi10Mg alloy: effect of building direction*. 2018. **23**: p. 121-131.
91. Pérez Bartolomé, G., *Análisis microestructural y micromecánico de una aleación aluminio-silicio fabricada por SLM (Selective Laser Melting)*. 2021, Universitat Politècnica de Catalunya.
92. Alghamdi, F., et al., *Post heat treatment of additive manufactured AlSi10Mg: On silicon morphology, texture and small-scale properties*. 2020. **783**: p. 139296.
93. Liu, B. and X. Hu, *Hollow micro-and nanomaterials: synthesis and applications*, in *Advanced nanomaterials for pollutant sensing and environmental catalysis*. 2020, Elsevier. p. 1-38.
94. Iturrioz, A., et al., *Selective laser melting of AlSi10Mg alloy: Influence of heat treatment condition on mechanical properties and microstructure*. 2018. **62**(4): p. 885-892.
95. Li, W., et al., *Effect of heat treatment on AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting: Microstructure evolution, mechanical properties and fracture mechanism*. 2016. **663**: p. 116-125.
96. Casati, R., et al., *Effect of different heat treatment routes on microstructure and mechanical properties of AlSi7Mg, AlSi10Mg and Al-Mg-Zr-Sc alloys produced by selective laser melting*. 2018.
97. Sajadi, F., et al., *Fatigue improvement of AlSi10Mg fabricated by laser-based powder bed fusion through heat treatment*. 2021. **11**(5): p. 683.
98. Nord, G.J.P. and C.o. Minerals, *The composition, structure, and stability of Guinier-Preston zones in lunar and terrestrial orthopyroxene*. 1980. **6**(2): p. 109-128.
99. Clement, C.D., et al., *Effects of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of AlSi10Mg Fabricated by Selective Laser Melting Process*. 2022. **6**(3): p. 52.
100. Villero, J.B.P.y.M.M.B.y.A.A., *Ruido electroquímico: Metodo de analisis* 1ed. 2002, OVIEDO. 128.
101. Zhang, Z., et al., *Effect of chloride ion concentration on corrosion process of selective laser melted AlSi10Mg with different heat treatments studied by electrochemical noise*. 2022. **16**: p. 1597-1609.
102. Rubio Foces, M., *Técnica del ruido electroquímico para el estudio del comportamiento frente a la corrosión en medio biológico de los aceros inoxidable Wrought*. 2019.
103. EL-Bedawy, M., *Effect of aging on the corrosion of aluminum alloy 6061*. 2010.
104. Gu, X., et al., *Abnormal corrosion behavior of selective laser melted AlSi10Mg alloy induced by heat treatment at 300° C*. 2019. **803**: p. 314-324.
105. Rafieazad, M., M. Mohammadi, and A.M.J.A.M. Nasiri, *On microstructure and early stage corrosion performance of heat treated direct metal laser sintered AlSi10Mg*. 2019. **28**: p. 107-119.
106. Wei, P., et al., *Effect of T6 heat treatment on the surface tribological and corrosion properties of AlSi10Mg samples produced by selective laser melting*. 2021. **171**: p. 110769.
107. Liu, Y., et al., *Understanding pitting corrosion behavior of AZ91 alloy and its MAO coating in 3.5% NaCl solution by cyclic potentiodynamic polarization*. 2022. **10**(5): p. 1368-1380.