



**INSTITUTO DE
TECNOLOGIA**

PROF. JORGE A. SABATO

**UNIVERSIDAD NACIONAL
DE GENERAL SAN MARTIN**

**COMISION NACIONAL
DE ENERGIA ATOMICA**

**MAESTRIA EN
CIENCIA Y
TECNOLOGIA
DE MATERIALES**

**EFFECTO DE LA TEMPERATURA
SOBRE LA CORROSIÓN EN RENDIJAS
DE ALEACIONES DE NÍQUEL PARA
REPOSITORIOS NUCLEARES**

Edgar C. Hornus

**UNIVERSIDAD NACIONAL DE GENERAL SAN MARTIN
COMISIÓN NACIONAL DE ENERGÍA ATÓMICA
INSTITUTO DE TECNOLOGIA
“Prof. Jorge A. Sabato”**

**Efecto de la Temperatura sobre la Corrosión en
Rendijas de Aleaciones de Níquel para Repositorios
Nucleares (*)**

Por Ing. Edgar C. Hornus

Director

Dr. Martín A. Rodríguez

(*) Tesis para optar al título de *Magíster en Ciencias y Tecnología de Materiales*

República Argentina

2012



Agradecimientos

Deseo expresar mi agradecimiento:

- ⇒ Al Instituto Sabato.
- ⇒ A la Comisión Nacional de Energía Atómica por la beca otorgada para realizar la Maestría.
- ⇒ A mi director, el Dr. Martín Rodríguez, por su importantísimo aporte, participación y paciencia en el desarrollo de esta tesis.
- ⇒ Al Dr. Ricardo M. Carranza por su calidez humana, por su constante colaboración, excelente predisposición y por darme la valiosa oportunidad de realizar esta tesis de maestría.
- ⇒ A Mabel Giordano por su amistad y colaboración recibida durante la realización de esta tesis.
- ⇒ A mi Familia y a mi mujer Jackeline por el apoyo constante recibido a lo largo de todo este proyecto.
- ⇒ A mis compañeros y amigos de Maestría, del Laboratorio de Corrosión y del Departamento de Materiales por su constante colaboración y amistad.

Resumen

El almacenamiento geológico profundo es la alternativa más firme para la disposición final de residuos nucleares de alto nivel. Los repositorios geológicos se basan en el principio multibarrera, que consiste en interponer una serie de barreras, naturales e ingenieriles, entre los residuos y la biosfera. Los contenedores de residuos constituyen la principal barrera ingenieril. Dentro de los materiales considerados para la fabricación de los contenedores se hallan las aleaciones de níquel. La corrosión localizada, en forma de picado o de corrosión en rendijas, es uno de los procesos de degradación más importantes que limitarán la vida útil de los contenedores. La forma más utilizada de establecer la susceptibilidad a la corrosión en rendijas de las aleaciones de níquel, es la determinación del potencial de repasivación. Cuanto menor sea el valor de este parámetro, mayor será la susceptibilidad a la corrosión en rendijas de un material en las condiciones evaluadas. La temperatura es una variable fundamental que afecta significativamente la cinética de los procesos de corrosión. Los contenedores de residuos estarán sometidos a un régimen térmico determinado por la disipación de calor de los residuos a través del repositorio. Consecuentemente, el estudio del efecto de la temperatura sobre la susceptibilidad a la corrosión localizada es de gran relevancia. El objetivo del presente trabajo es evaluar el efecto de la temperatura sobre la resistencia a la corrosión en rendijas de aleaciones de níquel para repositorios nucleares.

Se utilizaron técnicas electroquímicas para cuantificar y evaluar en forma comparativa la resistencia a la corrosión en rendijas de las aleaciones 625 (Ni-9Mo-21Cr), C-22 (Ni-22Cr-13Mo-3W), C-22HS (Ni-21Cr-17Mo) y HYBRID-BC1 (Ni-22Mo-15Cr). Se determinó el potencial de repasivación (E_{CO}) de la corrosión en rendijas mediante el método PD-GS-PD utilizando probetas con rendijas formadas artificialmente (formadores de rendijas cerámicos recubiertos de cinta de PTFE). Estas experiencias se realizaron en soluciones de $CaCl_2$ 5 mol/L, a diferentes temperaturas entre 20 y 100 °C. Por otra parte, se estudió la disolución activa de estas aleaciones en soluciones ácidas que simulan las condiciones en una rendija. Se registró el potencial de corrosión (E_{CORR}) de cada una de estas aleaciones durante 2 horas en soluciones de HCl de concentraciones 1 y 3 mol/L, a temperaturas en el rango de 30 a 100 °C. Al final de cada medición de E_{CORR} se realizaron ensayos de EIS.

La aleación HYBRID-BC1 presentó la mayor resistencia a la corrosión en rendijas, seguida de las aleaciones C-22HS, C-22 y 625. La resistencia a la corrosión en rendijas de las aleaciones estudiadas aumentó con su contenido de molibdeno. La velocidad de corrosión de las aleaciones en estado activo aumentó con el incremento de la temperatura y de la concentración de ácido, y con la disminución del contenido de molibdeno de las aleaciones. Se observó una relación lineal entre el potencial de repasivación y la temperatura. Se determinaron los potenciales críticos por debajo de los cuales las aleaciones no son susceptibles a la corrosión localizada, independientemente de la temperatura y de la concentración de cloruros del medio. Los valores mínimos de E_{CO} fueron -0.261 V_{ECS} para la aleación 625, -0.212 V_{ECS} para la aleación C-22, -0.214 V_{ECS} para la aleación C-22HS y -0.184 V_{ECS} para la aleación HYBRID-BC1.

Abstract

Deep geological disposal is the strongest alternative to the disposal of high level nuclear waste. Geological repositories are based on the multi-barrier principle, which involves a series of engineered and natural barriers to isolate the waste from the biosphere. The waste containers are the main engineered barrier. Due to its excellent resistance to general and localized corrosion, nickel alloys are considered for the fabrication of the outer shell of the high level nuclear waste containers. Localized corrosion, like crevice or pitting corrosion, is one of the most important degradation processes that will limit the lifetime of containers. The crevice corrosion susceptibility of an alloy in a given environment is measured by the repassivation potential (E_{CO}). The lower is E_{CO} , the more aggressive is the environment. Temperature is one of the main factors controlling the crevice corrosion susceptibility of nickel-based alloys. The temperature of the containers will increase reaching a peak due to the heat dissipation from the waste. Consequently, the study of the effect of temperature on the localized corrosion susceptibility of container materials is of main importance. The objective of this work was to assess the effect of temperature on the crevice corrosion resistance of selected Ni-Cr-Mo alloys.

The alloys used were the 625 (Ni-9Mo-21Cr), C-22 (Ni-22Cr-13Mo-3W), C-22HS (Ni-21Cr-17Mo) and HYBRID-BC1 (Ni-22Mo-15Cr). The crevice corrosion repassivation potential was determined by the Potentiodynamic-Galvanostatic-Potentiodynamic (PD-GS-PD) method. Prism and Multiple crevice assemblies (PCA) specimens were used in the crevice corrosion tests. They contained artificially creviced spots formed by a ceramic washer wrapped with a PTFE tape. Experiments were conducted at temperatures ranging from 20°C to 100°C, in 5 mol/L $CaCl_2$ electrolytes. The general corrosion of the tested alloys was studied in HCl solutions simulating the conditions within an active crevice. The corrosion potential (E_{CORR}) of the alloys was monitored for 2 hours in 1 and 3 mol/L HCl at temperatures from 30 °C to 100 °C. At the end of these measurements, EIS tests were performed.

Alloy HYBRID-BC1 was the most resistant to chloride-induced crevice corrosion, followed by alloys C-22HS, C-22 and 625. Mo was the key element for improving the localized corrosion resistance of these Ni-Cr-Mo alloys. The corrosion rate of alloys in the active state increased with increasing temperature and acid concentration, and decreased with increasing Mo content of the alloys. E_{CO} showed a linear decrease with temperature. The critical potentials below which the alloys are not susceptible to localized corrosion, regardless of temperature and chloride concentration were determined. These potentials were -0.184 V_{SCE} for alloy HYBRID-BC1, -0.214 V_{SCE} for alloy C-22HS, -0.212 V_{SCE} for alloy C-22 and -0.261 V_{SCE} for alloy 625.

Índice:

1	<u>Introducción</u>	11
1.1	<u>Residuos Radiactivos</u>	11
1.2	<u>Gestión de Residuos Radiactivos</u>	12
1.2.1	<u>Almacenamiento Geológico Profundo</u>	15
1.2.2	<u>Repositorio Geológico de Yucca Mountain</u>	18
1.2.2.1	<u>Degradación de los Contenedores</u>	21
1.3	<u>Aleaciones Base Níquel</u>	22
1.3.1	<u>Efecto de los Aleantes</u>	23
1.3.2	<u>Aleaciones Ni-Cr-Mo</u>	24
1.3.2.1	<u>Aleación 625</u>	25
1.3.2.2	<u>Aleación C-22</u>	27
1.3.2.3	<u>Aleación C-22HS</u>	29
1.3.2.4	<u>Aleación HYBRID-BC1</u>	31
1.4	<u>Procesos de Corrosión</u>	31
1.4.1	<u>Corrosión General y Pasividad</u>	32
1.4.2	<u>Corrosión Localizada</u>	37
1.4.2.1	<u>Picado y Corrosión en Rendijas</u>	38
1.4.2.2	<u>Mecanismo de Acidificación Localizada</u>	41
1.4.2.3	<u>Susceptibilidad a la Corrosión en Rendijas</u>	44
1.4.2.4	<u>Efecto de la Temperatura</u>	47
1.4.3	<u>Corrosión Bajo Tensión</u>	50
2	<u>Objetivos</u>	51
3	<u>Desarrollo Experimental</u>	53
3.1	<u>Materiales</u>	53
3.1.1	<u>Probetas Prismáticas</u>	53
3.1.2	<u>Probetas PCA</u>	54
3.1.3	<u>Probetas MCA</u>	55
3.2	<u>Equipamiento Utilizado</u>	56
3.2.1	<u>Celda Electroquímica</u>	56
3.3	<u>Soluciones</u>	57
3.4	<u>Técnicas Aplicadas</u>	57
3.4.1	<u>Determinación del Potencial de Repasivación</u>	58
3.4.2	<u>Seguimiento del Potencial de Corrosión en el Tiempo</u>	59
3.4.3	<u>Espectroscopía de Impedancia Electroquímica (EIS)</u>	60
3.4.3.1	<u>Cálculo de la Velocidad de Corrosión</u>	62
3.4.4	<u>Observación en el Microscopio Electrónico de Barrido (MEB)</u>	63
3.4.5	<u>Observación en el Microscopio Óptico</u>	63
4	<u>Resultados y Discusión</u>	65
4.1	<u>Corrosión Localizada</u>	65
4.1.1	<u>Determinación del Potencial de Repasivación</u>	65
4.1.2	<u>Ensayos sin Corrosión Localizada</u>	97
4.1.3	<u>Evolución de E_{CORR} en la Etapa Previa al Pretratamiento Catódico</u>	104
4.1.4	<u>Corriente en el Pretratamiento Catódico</u>	105
4.1.5	<u>Etapa Potenciodinámica en el Sentido Anódico (PD)</u>	106
4.1.6	<u>Evolución del Potencial en la Etapa Galvanostática (GS)</u>	111
4.1.7	<u>Observación de las Probetas en MEB</u>	114
4.2	<u>Comportamiento de E_{CORR} en Medio Ácido</u>	118

4.2.1	<u>Seguimiento de E_{CORR} en el Tiempo</u>	118
4.2.2	<u>Efecto de la Temperatura sobre E_{CORR}</u>	120
4.2.3	<u>Observación de las Probetas</u>	121
4.3	<u>Espectroscopía de Impedancia Electroquímica (EIS)</u>	126
4.3.1	<u>Cálculo de la Velocidad de Corrosión</u>	137
4.3.2	<u>Cálculo de la Energía de Activación</u>	140
4.3.3	<u>Variación de los Parámetros de Ajuste con la Temperatura</u>	142
4.4	<u>Potenciales Críticos para la Corrosión Localizada</u>	148
5	<u>Conclusiones</u>	151
	<u>Referencias</u>	153
	<u>Producción Científica</u>	161
	<u>Anexo</u>	163

1 Introducción

En este capítulo se realizará una introducción al tema de estudio, en la que se indicarán las motivaciones, los fundamentos y los antecedentes de esta tesis.

1.1 Residuos Radiactivos

La generación de energía nucleoelectrónica, la operación de instalaciones destinadas a la generación de radioisótopos para aplicaciones médicas e industriales, así como las actividades de investigación y desarrollo en tecnología nuclear producen residuos radiactivos. Los residuos radiactivos son aquellos materiales que por su concentración de actividad y/o actividad total, no pueden ser dispersados en el ambiente y que por lo tanto requieren tratamiento, acondicionamiento y disposición final. Estos residuos radiactivos generados y en vías de generación están regulados por la Autoridad Regulatoria Nuclear, que los clasifica según los sistemas tecnológicos de disposición final para cada una de las categorías resultantes [1].

Los residuos radiactivos de alto nivel se producen dentro del combustible de los reactores nucleares como consecuencia de los procesos de fisión nuclear y de captura neutrónica [2]. El combustible gastado que es descargado de un reactor nuclear, contiene materiales fisionables (uranio y plutonio) aptos para fabricar nuevos combustibles nucleares, y por esta razón es considerado un recurso estratégico de uso potencial [2]. La recuperación de los materiales fisionables se consigue mediante el reprocesamiento del combustible gastado, que consiste en una serie de operaciones químicas. La decisión de recuperar los materiales fisionables depende de consideraciones económicas y estratégicas [2]. Para aquellos países que han decidido no reprocesar los combustibles gastados (Estados Unidos, Canadá, Suecia, Finlandia y España, entre otros [3]), los residuos de alto nivel son los mismos combustibles gastados. En cambio, para los países cuya estrategia consiste en reprocesar los combustibles gastados (Francia, Japón, Gran Bretaña, Corea del Sur e India, entre otros [3]), los residuos de alto nivel se obtienen luego de la separación de los materiales fisionables [2].

Los residuos radiactivos así separados están caracterizados por tener una gran concentración de radionucleidos de periodo largo y alta potencia térmica. Como resultado, se libera gran cantidad de calor, productos de fisión, y elementos transuránicos, de los cuales el plutonio es el mayoritario y el americio, el curio y el neptunio, entre otros, son los minoritarios. Además, debido al proceso de captura neutrónica en las vainas de zircaloy, en el acero inoxidable, los componentes estructurales asociados, las impurezas de todos estos materiales y el óxido de uranio de las pastillas combustibles, se originan productos de activación tales como Zr^{93} , Nb^{94} , C^{14} , Ni^{59} y Co^{60} [4].

1.2 Gestión de Residuos Radiactivos

El combustible nuclear gastado, también llamado irradiado o quemado, una vez retirado del reactor, constituye por consiguiente, una mezcla compleja de isótopos estables y radiactivos. Su radiactividad, y por lo tanto su emisión de calor, irán disminuyendo con el tiempo, mientras su complejidad química permanecerá prácticamente constante [4].

Con la finalidad de categorizar los residuos radiactivos, en nuestro país se ha optado por la siguiente clasificación general [1]:

Residuo Radiactivo CLASE B (Nivel Bajo): aquellos materiales tratados y acondicionados, conteniendo emisores β/γ con períodos de semidesintegración de hasta 30 años y cuya concentración de actividad resultante es inferior a 37 GBq/t¹ y concentraciones menores que 370 MBq/t de emisores α .

Residuo Radiactivo CLASE M (Nivel Medio): aquellos materiales tratados y acondicionados conteniendo emisores β/γ con períodos de semidesintegración de hasta 30 años y cuya concentración de actividad resultante es superior a 37 GBq/t e inferior a 3,7 TBq/t y concentraciones menores que 370 MBq/t de α emisores.

Residuo Radiactivo CLASE A (Nivel Alto): aquellos materiales conteniendo emisores β/γ con períodos de semidesintegración superiores a 30 años y/o cuya actividad sobrepasa los 3,7 TBq/t y/o cuya concentración de emisores α supera 370 MBq/t.

Los residuos radiactivos de clase B son aquellos que poseen el más bajo nivel de actividad de la clasificación y están compuestos por lo general de materiales sólidos o líquidos originados en las centrales nucleoelectricas, en plantas de producción de radioisótopos y en las instalaciones correspondientes al ciclo de combustible. Este tipo de residuos incluye también residuos biológicos líquidos y sólidos generados en los centros de investigación, aplicaciones médicas, etc., tratados y acondicionados mediante técnicas específicas relacionadas a cada residuo. Los residuos clase B se dispondrán en un sistema superficial con mejoras de ingeniería. Los residuos radiactivos de clase M están compuestos por las resinas de intercambio agotadas y los filtros de limpieza del circuito primario de las centrales nucleares de generación de energía. Un volumen menor de residuos de clase M lo conforman fuentes selladas agotadas acondicionadas, materiales originados durante el desmantelamiento parcial de un reactor de radioisótopos y algunos materiales estructurales generados durante la producción industrial de Co^{60} . Los residuos clase B se dispondrán en un repositorio monolítico de hormigón cercano a la superficie. Los residuos de clase A son aquellos que tienen un tiempo promedio de semidesintegración (τ) largo y están compuestos por los productos de fisión en el combustible gastado utilizado en los reactores de investigación y producción. Esta clase de residuos están compuestos también por emisores α que provienen del desarrollo experimental de óxidos mixtos y otros materiales que contienen isótopos de periodo largo, como los que se utilizan en medicina (tubos, celdas y agujas de Ra, marcapasos de Pu, etc.) y en la industria (fuentes de neutrones) [1]. Los residuos de clase A se dispondrán en un repositorio geológico profundo. En la **Figura 1** se muestra un resumen de las características de los residuos radiactivos que se explicaron anteriormente y el tiempo de aislamiento que necesitan hasta que decaiga su nivel de actividad [1].

¹Bq/t = 1 semidesintegración por segundo por cada tonelada de material en promedio

Nivel	Tipo	Característica	Aislamiento
B	Nivel Bajo ($\tau < 30$ años)	Concentración de actividad < 37GBq. Concentración de emisores $\alpha < 370\text{MBq}$	50 Años
M	Nivel Medio. ($\tau < 30$ años)	Concentración de actividad > 37GBq pero < 3,7TBq Concentración de emisores $\alpha < 370\text{MBq}$	300 Años
A	Nivel Alto ($\tau > 30$ años)	Concentración de actividad > 3,7TBq Concentración de emisores $\alpha > 370\text{MBq}$	>300 Años

Figura 1: Clasificación de residuos radiactivos adoptada en Argentina [1].

Una vez que los elementos combustibles alcanzan el grado de quemado correspondiente, son removidos del núcleo del reactor y almacenados temporalmente dentro de piletas con agua tratada (almacenamiento húmedo) para su decaimiento y su consecuente pérdida de calor. Algunos países han adoptado el almacenamiento temporal en seco de los elementos combustibles gastados, después de enfriarlos por vía húmeda durante un cierto tiempo. El almacenamiento en seco emplea contenedores metálicos blindados, silos o bóvedas de hormigón enfriados por circulación forzada de aire o por convección natural.

La etapa siguiente al almacenamiento temporal del elemento combustible gastado es decidir la estrategia a seguir, teniendo las siguientes diferentes opciones [4]:

- ⇒ **Reprocesamiento:** como el combustible nuclear gastado es un recurso energético potencial, una opción es reprocesarlo para extraer los materiales fisionables generados durante la operación del reactor para ser reciclados en los reactores en forma de nuevos elementos combustibles. Los residuos resultantes son principalmente los residuos líquidos de nivel alto.
- ⇒ **Disposición final directa:** Cuando el combustible no va a ser reprocesado se lo declara en un todo como residuo de nivel alto.
- ⇒ **Separación y transmutación²:** Consiste en la separación de actínidos y productos de fisión de período largo para luego ser transmutados en radionucleídos de períodos más cortos o en núcleos estables. Es complementaria al reprocesamiento.
- ⇒ **Disposición final:** Repositorio geológico profundo.

En la **Figura 2** se muestran las diferentes etapas que involucra la gestión de combustibles gastados de las centrales nucleares.

² Es la transformación de núcleos inducida por partículas y/o energía electromagnética, que modifica la constitución interna y/o el estado de energía de los mismos y que está acompañada a su vez por la emisión de partículas y/o energía electromagnética. La transmutación se estudia actualmente con el fin de transformar radionucleídos de período de semidesintegración largo en otros de períodos de semidesintegración más cortos o en nucleídos estables [2].

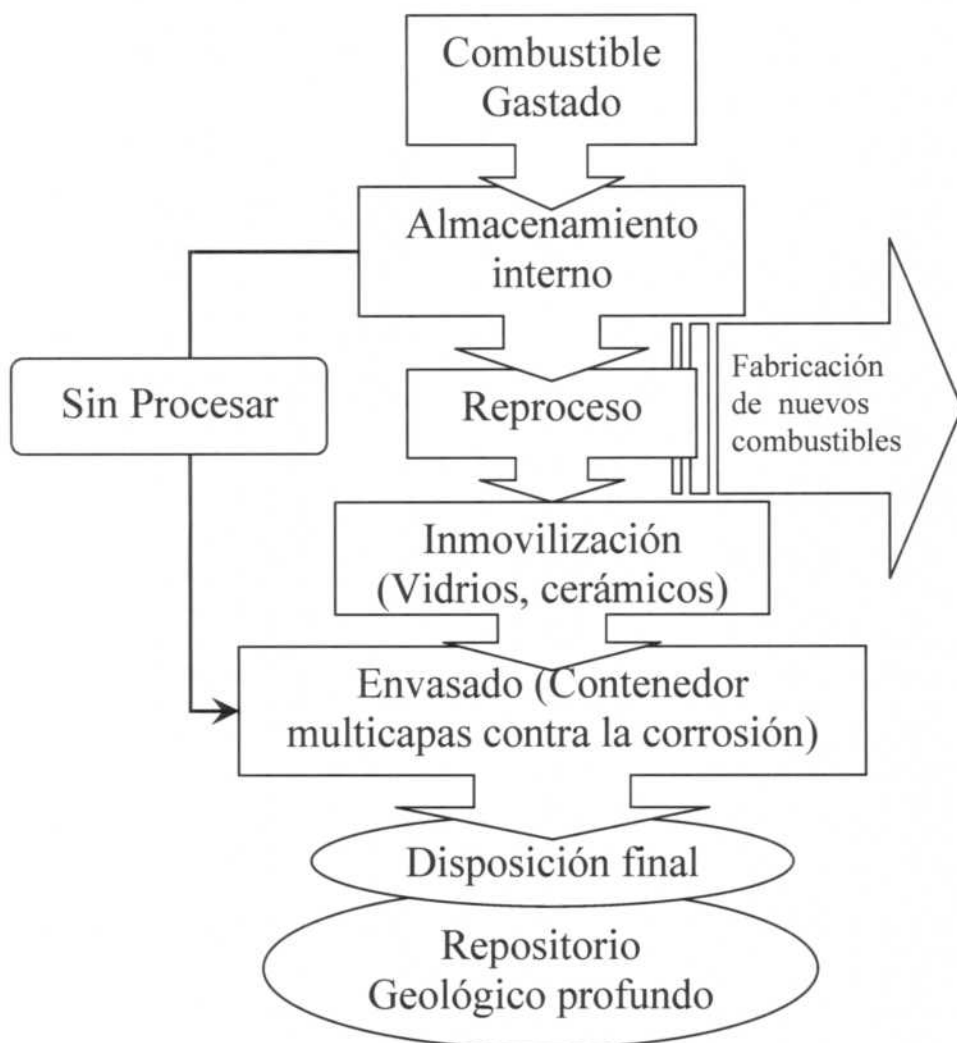


Figura 2: Gestión de combustible gastado de las centrales nucleares.

En la actualidad, la cantidad total de combustibles gastados descargados desde reactores nucleares en todo el mundo es aproximadamente 10500 tHM (toneladas de metales pesados). Es necesario que la gestión de estos materiales sea la más adecuada ya que las fuentes más importantes de material radiactivo civil son los reactores nucleares. Para el año 2020, cerca del final de la vida útil de muchos reactores de potencia, la cantidad total de material gastado será aproximadamente 445000 tHM [5].

En la Argentina existen dos centrales nucleares en operación, Atucha I, de 360 MWe (MWe: MegaWatts eléctricos) y Embalse, de 640 MWe, las cuales aportan el 8 % de la energía eléctrica total producida. Una tercera central, Atucha II, de 720 MWe, está en construcción y se espera su puesta en marcha en el año 2013. Por otra parte, se ha dispuesto la extensión de vida de la central Embalse, el estudio de factibilidad de dos nuevas unidades CANDU y el estudio de viabilidad de otra nueva central de tercera generación. A su vez se ha reactivado el proyecto Central Modular Argentina (CAREM) para construir un prototipo. Actualmente, los elementos combustibles gastados generados se almacenan temporalmente en piletas en ambas centrales y, además, por vía seca en silos en la central de Embalse. A éstos hay que agregarles los provenientes de los reactores de experimentación y producción y los que serán producidos por la central Atucha II a lo largo de su vida útil y por las otras futuras centrales nucleares [5].

En febrero del 2003, en cumplimiento de la Ley N° 25.018, se creó en el ámbito de la CNEA el *Programa Nacional de Gestión de Residuos Radiactivos* (PNGRR),

responsable de llevar adelante el *Plan Estratégico* específico. Este *Plan Estratégico* delinea los compromisos que ha de asumir el Estado Nacional en lo que hace a la gestión segura del combustible gastado y los residuos radiactivos, garantizando la salud pública, la protección del ambiente y los derechos de las generaciones futuras [1].

La ley N° 25.018, sancionada en el año 1998, establece que el Estado Nacional, a través de CNEA, deberá asumir la responsabilidad de la gestión de residuos radiactivos y de los combustibles nucleares gastados. Asimismo los generadores de residuos radiactivos y combustibles nucleares gastados deberán proveer los recursos necesarios para gestionar los residuos en tiempo y forma. De esta forma el generador será responsable del acondicionamiento y almacenamiento seguro de los residuos radiactivos generados por la instalación que este mismo opera. Esta responsabilidad será ejercida por el generador hasta que los residuos radiactivos sean transferidos a la CNEA [6].

1.2.1 Almacenamiento Geológico Profundo

El Almacenamiento Geológico Profundo (AGP) es la alternativa más firme a nivel mundial para la disposición final de los residuos radiactivos de nivel alto [3,7,8]. Los repositorios geológicos se basan en el principio multibarrera, que consiste en interponer una serie de barreras, naturales e ingenieriles, entre los residuos y la biosfera. Estas barreras deben asegurar que el tiempo de tránsito hasta la biosfera de cualquier material potencialmente liberado sea lo suficientemente prolongado para que, de alcanzarla, su actividad haya decaído hasta un valor que no modifique los rangos del fondo radiactivo natural ni supere los valores aceptados de dosis de exposición para personas [3,8]. Para esto la barrera geológica debe:

- ⇒ Proteger a largo plazo al conjunto de barreras de ingeniería, asegurando condiciones físicas, físico-químicas y mecánicas estables (estabilidad, química y mecánica).
- ⇒ Asegurar un flujo de agua bajo, lento y estable en el repositorio.
- ⇒ Inmovilizar o retardar al máximo los procesos de transporte de radionucleídos entre el repositorio y la biosfera.
- ⇒ Proteger el repositorio frente a la intrusión humana.

Las barreras naturales no han sido construidas por el hombre, pero sí seleccionadas y caracterizadas de modo que reúnan los requisitos funcionales necesarios para que, en conjunto con las barreras de ingeniería, confieran al sistema la seguridad adecuada. Las barreras naturales son las responsables a más largo plazo de la seguridad del sistema, aun considerando la degradación de las barreras de ingeniería y el acontecimiento de eventos no deseables, pero sí predecibles.

La naturaleza tiene una gran capacidad de retención y conservación, como lo demuestra el hecho de la preservación de yacimientos minerales sólidos, líquidos y gaseosos durante millones de años [9]. Un ejemplo de esto son los reactores naturales de Oklo que funcionaron en Gabón, África. En la década del 70, científicos franceses descubrieron que en las minas de Oklo el mineral de uranio poseía menos de la mitad de la cantidad normal de U^{235} . Estos estudios llevaron a suponer que 1700 millones de años atrás funcionaron reactores naturales en ese lugar debido al mayor porcentaje del isótopo U^{235} de ese momento geológico, y la acción moderadora del agua. Los residuos generados por los reactores de Oklo, que fueron albergados en la formación geológica (compuesto por granito, rocas sedimentarias y arcillas), no se desplazaron más de unos pocos metros. Este

fenómeno brinda un fundamento sólido a la utilización de formaciones geológicas como barreras naturales de repositorios [10,11]. La cuestión es identificar formaciones geológicas con adecuadas características hidráulicas, mecánicas, geoquímicas, estructurales y de estabilidad para que cumplan los requisitos para su funcionamiento como barrera geológica de un repositorio geológico profundo de residuos radiactivos.

Para cumplir estos requisitos es necesario que la formación geológica posea:

- ⇒ Profundidad suficiente para aislar el repositorio de la intrusión humana y facilitar la actuación de los procesos de inmovilización-retención de radionucleídos.
- ⇒ Extensión suficiente para albergar el repositorio, de acuerdo con los diseños genéricos existentes.
- ⇒ Estabilidad tectónica, con carencia de fallas activas y ubicación en zonas de baja actividad sísmica.
- ⇒ Poca complejidad estructural o geológica, que permita identificar de forma inequívoca las vías de transporte del agua subterránea, principal medio de movilización de los radionucleídos.
- ⇒ Baja permeabilidad y gradiente hidráulico, que aseguren que la cantidad de agua en el entorno del repositorio sea pequeña y su circulación muy lenta.

Los repositorios geológicos pueden ser clasificados en dos grupos de acuerdo a las características electroquímicas del ambiente en el cual deben prestar servicio los contenedores [12]:

- ⇒ Ambiente reductor (ausencia de O_2) debajo de la napas de agua
- ⇒ Ambiente oxidante (presencia de O_2) sobre la napas de agua

Entre los repositorios con ambientes reductores se hallan los repositorios proyectados por los países europeos, asiáticos, Canadá y el modelo anterior de repositorio argentino [3,12]. Los modelos correspondientes a ambientes reductores requieren que se impida el ingreso de oxígeno al emplazamiento. En ausencia de oxígeno, el único oxidante presente sería el protón (H^+) del agua. Para ello se planifica el relleno de túneles construidos en la roca con arcillas y/o mezclas de arcillas, arenas y roca molida. La barrera de arcilla debe minimizar el ingreso de agua, estabilizar y homogeneizar la composición química del agua, soportar las tensiones mecánicas de la barrera geológica, retardar el transporte de radionucleídos y disipar adecuadamente el calor de los residuos y los gases generados por la corrosión del contenedor. Los contenedores de este tipo de repositorios se diseñarán de forma tal que la temperatura en su superficie no exceda los 100-150 °C, para impedir alteraciones térmicas de las arcillas [3]. Entre los repositorios con ambiente oxidante sólo se proyecta la construcción del repositorio de *Yucca Mountain* en Nevada, Estados Unidos. En los ambientes oxidantes se permite el acceso de oxígeno al emplazamiento. Se ubican por encima de las napas de agua. El sistema de túneles que albergará a los contenedores no se rellenará. Este medio se denomina oxidante debido a la presencia de oxígeno (O_2). La presión de operación será similar a la atmosférica [3,8].

La principal barrera ingenieril es el contenedor dentro del cual se alojan los residuos radiactivos. Para la construcción del contenedor se seleccionan materiales metálicos que deben cumplir con los requisitos de resistencia a la corrosión, resistencia mecánica, buena disipación del calor y estabilidad frente al calor y la radiación [8,12]. Las barreras ingenieriles también incluyen a la propia forma química de los residuos

acondicionados, y los materiales de relleno y sellado [12]. Las barreras de ingeniería deben [9]:

- ⇒ Aislar el repositorio del agua procedente de la barrera geológica.
- ⇒ Suministrar protección mecánica frente a posibles eventos sísmicos o disruptivos.
- ⇒ Retardar al máximo la salida de los radionucleídos almacenados.

El diseño de las barreras de ingeniería deberá tener en cuenta tanto las características de la formación geológica alojante del repositorio como las condiciones de presión, temperatura y radiación a que estarán sometidas en las distintas fases del funcionamiento a largo plazo de la instalación. Los materiales metálicos candidatos para la fabricación de estos contenedores se pueden clasificar de acuerdo a su comportamiento frente a la corrosión como [12]:

- ⇒ Materiales estables (pasivos): poseen una elevada resistencia a la corrosión, por lo cual requieren poco espesor de pared, pero deben ser soportados estructuralmente por diversas razones. Ejemplos: aceros inoxidables, aleaciones de titanio y aleaciones de níquel.
- ⇒ Materiales consumibles (no pasivos): su velocidad de corrosión generalizada es lenta y predecible y se requieren grandes espesores. Ejemplos: acero al carbono de fundición, cobre electrolítico y aleaciones de cobre.

El cobre y sus aleaciones poseen una gran resistencia a la corrosión, si bien su resistencia mecánica es menor y su fabricación es algo más compleja (soldaduras). El titanio y sus aleaciones poseen una buena resistencia mecánica y frente a la corrosión generalizada y localizada. Sufren fragilización por hidrógeno. Los aceros al carbono, de baja aleación y las fundiciones de hierro son mecánicamente muy resistentes y su comportamiento frente a la corrosión es bueno y cuantificable [9]. Aunque las predicciones a largo plazo de los diferentes procesos de corrosión se obtienen mediante extrapolación de ensayos de sólo algunos años, su confiabilidad se fundamenta en los estudios realizados en análogos naturales y arqueológicos [13].

El repositorio geológico es un sistema redundante cuyo resultado final debe ser la ausencia de impacto no deseable sobre el hombre y el medio ambiente. Las barreras geológicas deben cumplir la función de aislamiento de los residuos y limitar al máximo la entrada de agua con la finalidad de que no exista posibilidad de transporte a través del sistema natural. Las barreras ingenieriles son diseñadas específicamente para prolongar el aislamiento de los residuos dentro del depósito y limitar su potencial liberación. De esta forma el contenedor se convierte en la principal barrera ingenieril en la que se alojarán los residuos radiactivos [8].

Todo lo expresado anteriormente deja ver la importancia de evaluar la factibilidad del uso de las diferentes aleaciones candidatas para la construcción de los contenedores de residuos, especialmente en lo que respecta a su resistencia a la corrosión en aguas subterráneas. En este trabajo se compara el comportamiento frente a la corrosión de diferentes aleaciones Ni-Cr-Mo.

1.2.2 Repositorio Geológico de Yucca Mountain

El modelo de repositorio que se halla en un estado de mayor avance en cuanto al diseño es el de Yucca Mountain. En este modelo se seleccionó una aleación Ni-Cr-Mo como barrera ingenieril. Por eso resulta adecuado hacer una breve reseña de la experiencia acumulada hasta el momento. Actualmente, una comisión de expertos designada por el presidente de Estados Unidos debe emitir una opinión sobre el tratamiento futuro de los residuos de alto nivel que afectará el futuro del proyecto Yucca Mountain.

Después de haber estudiado las características del sitio por más de 20 años, el DOE (Departamento de Energía de los Estados Unidos) recomendó un emplazamiento denominado Yucca Mountain, en el desierto de Nevada, para construir el repositorio. Este depósito sería utilizado para inmovilizar 70.000 toneladas de residuos [7,8]. Los materiales radiactivos que van a ser almacenados allí provienen de reactores nucleares de potencia, producción de armas nucleares, reactores navales y actividades de investigación y desarrollo [7,8].

Muchos estudios científicos y de ingeniería han sido realizados para el proyecto Yucca Mountain con la finalidad de evaluar la factibilidad para la construcción del repositorio. Estas investigaciones incluyeron estudios de caracterización geológicos, hidrológicos y geoquímicos, así como también la evolución de estas características en el tiempo [8]. Una de las principales preocupaciones es la de cuantificar y reducir las incertezas de los análisis y modelizaciones inherentes a una proyección a muy largo plazo [14].

Yucca Mountain se halla en un territorio federal ubicado 160 km al noroeste de la ciudad de Las Vegas, en el estado de Nevada, Estados Unidos. Una serie de crestas conforman la formación rocosa que se extiende a lo largo de 40 km. Las napas de agua se sitúan entre 500 y 800 metros por debajo de la superficie de las formaciones [8]. La zona por encima de las napas de agua se denomina zona insaturada. El potencial repositorio de residuos consiste en un sistema de túneles que se localizaría en esta zona insaturada, entre 200 y 500 metros por debajo de la superficie y a un promedio de 300 metros por encima de las napas de agua (**Figura 3**) [8]. El considerable espesor de la zona insaturada y la gran profundidad de las napas son el resultado de una baja tasa anual de lluvias y una alta tasa de evaporación y transpiración [8].

La construcción del repositorio debe realizarse a una profundidad suficiente para prevenir la exposición de los residuos al ambiente y desalentar la intrusión del hombre. La estabilidad de la roca que albergará al futuro repositorio debe ser lo suficientemente buena para soportar excavaciones y ser capaz de absorber el calor generado por el decaimiento de los residuos radiactivos. Yucca Mountain posee las características geológicas para cumplir estas necesidades [8].

El diseño permite que el repositorio pueda mantenerse abierto y monitoreado durante un tiempo prolongado o bien clausurarlo y sellarlo tan pronto como la regulación establecida lo permita. El objetivo es comprometer a las futuras generaciones en el monitoreo, recuperación de los elementos combustibles gastados o el cierre del repositorio geológico profundo, permitiendo, sin embargo, un periodo de hasta 300 años antes de la decisión del cierre definitivo. La disposición de los contenedores sería horizontal sobre unos soportes de acero (**Figura 4**) dispuestos a lo largo de las galerías de unos 5 metros de diámetro, a unos 300 metros debajo de la superficie y 300 metros sobre la capa freática [8].

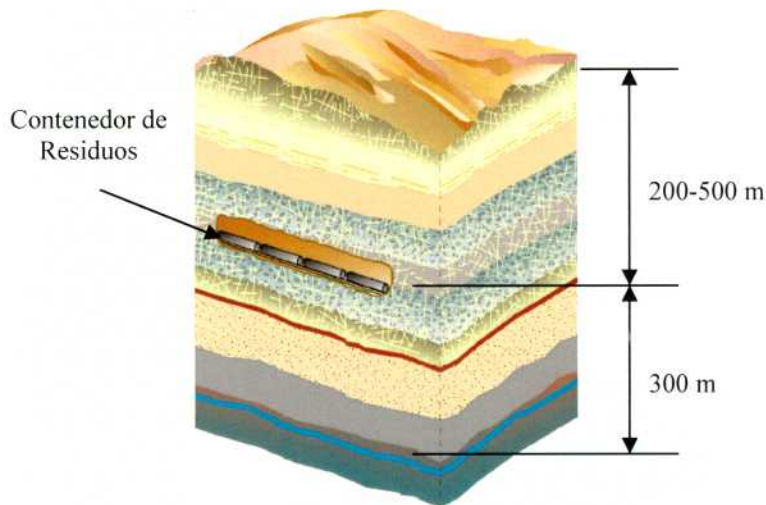


Figura 3: Esquema correspondiente al modelo de repositorio de *Yucca Mountain*, Nevada, Estados Unidos.

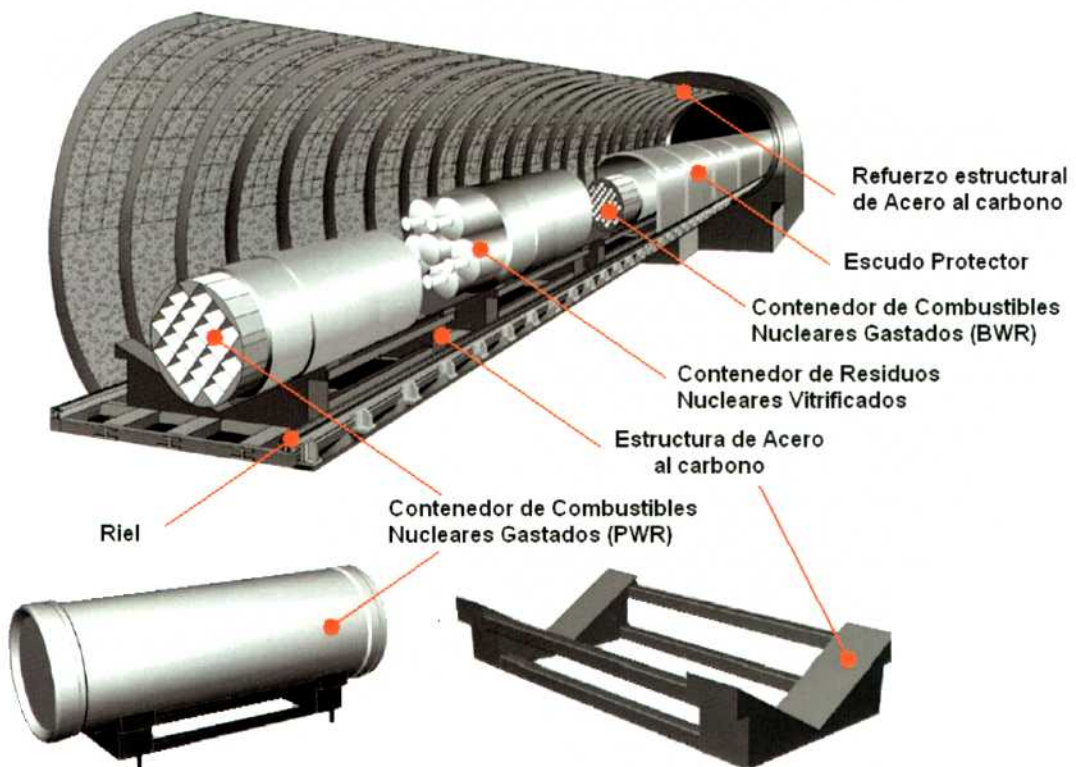


Figura 4: Esquema del sistema de barreras ingenieriles emplazado en un túnel del repositorio. Se presentan diferentes cortes en los que se observan el escudo protector y la doble pared del contenedor.

La radiactividad de los residuos nucleares va disminuyendo a través del tiempo y, como parte de este proceso, se libera energía en forma de calor. Este calor podría afectar procesos térmicos, hidrológicos, químicos y mecánicos en las instalaciones del emplazamiento y en la formación rocosa que lo alberga [8]. La temperatura en la superficie de los contenedores puede variarse, junto con la humedad ambiente, mediante la modificación de parámetros operacionales tales como el espaciado entre los contenedores,

la utilización de ventilación forzada o natural, etc. De esta forma, el calor liberado por los residuos mantendrá la temperatura de las rocas adyacentes por encima del punto de ebullición del agua durante cientos o miles de años luego del cierre del repositorio [8].

Bajo los soportes de los contenedores, se pensaba colocar toba volcánica granulada con el objetivo de retardar el transporte de los radionucleídos que pudieran liberarse por la degradación del contenedor. Como no se espera que se acumule agua bajo estos contenedores, la forma más plausible de migración de eventuales radionucleídos sería por difusión a través de finas capas de agua presentes en el material granulado [5,15,16].

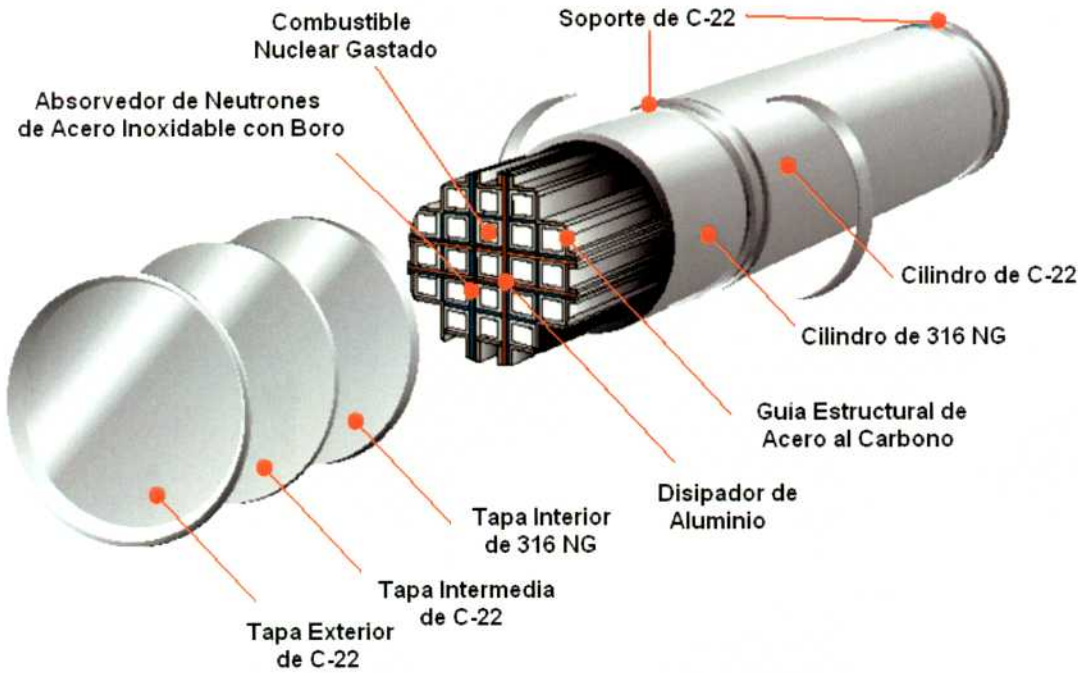


Figura 5: Esquema del contenedor de residuos de Yucca Mountain.

El contenedor de residuos está constituido externamente por dos cilindros metálicos concéntricos (Figura 5). El cilindro interior es de acero inoxidable 316L NG (grado nuclear), con un espesor de pared de 5 cm, siendo éste el que otorgará resistencia estructural al contenedor. El cilindro externo ofrecerá protección frente a la corrosión al acero inoxidable del interior. El material elegido para el cilindro externo resistente a la corrosión será una aleación de níquel, cromo y molibdeno denominada *Aleación 22*. Su composición es la siguiente: 20,0-22,5% cromo, 12,5-14,5% molibdeno, 2,0-6,0% hierro, 2,5-3,5% tungsteno, 2,5% cobalto (máximo) y 0,015% carbono (máximo), siendo el resto níquel. Esta aleación también se conoce como *Aleación C-22* o por sus nombres comerciales *Hastelloy C-22* o *Inconel 622*, siendo su referencia UNS N06022. El espesor de pared del cilindro de aleación 22 es de 2-2,5 cm. Ambos cilindros deberán ser cerrados con sus respectivas bases y tapas del correspondiente material, de 2,5 cm de espesor para el cilindro externo y entre 6,5 cm y 13 cm, según el diseño, para el acero inoxidable. Las tapas serán soldadas utilizando un sistema operado en forma remota y cada una de las soldaduras será inspeccionada. El diseño básico de los contenedores es el mismo para todo tipo de residuos, variando el tamaño y la configuración interna [8].

Los contenedores se cubrirían, previamente al cierre definitivo, con una protección contra el goteo, en forma de U invertida, a lo largo de la galería. Los escudos de protección para el goteo tienen como función prevenir el contacto con agua de los contenedores de

residuos. El material especificado es titanio grado 7, el cual provee tanto la resistencia mecánica como la resistencia a la corrosión [8]. Estarían diseñados para tener una vida de miles de años y seguir cumpliendo su función incluso en caso de desprendimientos de roca.

Los contenedores, por su parte, están diseñados para mantener el confinamiento de los residuos durante 10.000 años, tal como establece la normativa al respecto. Se estima, no obstante, que solo el 1% de los contenedores habrá perdido su integridad transcurridos 80.000 años [14].

En síntesis, el repositorio geológico de Yucca Mountain puede ser descrito en términos de cinco atributos claves que aseguran su buen desempeño a largo plazo [8]:

- ⇒ Cantidad limitada de agua en el emplazamiento de los residuos.
- ⇒ Prolongada vida útil de los contenedores y los escudos de goteo.
- ⇒ Liberación limitada de radioisótopos dada por las barreras ingenieriles.
- ⇒ Retardo y dilución de los radioisótopos dados por las barreras naturales.
- ⇒ Baja dosis media anual considerando potenciales eventos perjudiciales.

1.2.2.1 Degradación de los Contenedores

El proyecto de Yucca Mountain ha desarrollado un modelo para describir el comportamiento frente a la corrosión del contenedor de residuos y del escudo protector en un período de tiempo representativo de la operación del repositorio. Tanto los factores metalúrgicos como los factores ambientales han sido tenidos en cuenta durante el desarrollo del modelo. En la **Figura 6** se puede observar una representación conceptual del modelo de degradación que pueden sufrir los contenedores. Dentro de los factores que afectan a la integridad del contenedor se hallan la corrosión uniforme, corrosión localizada y corrosión bajo tensión. Se asume que la corrosión localizada sólo puede tener lugar si el potencial de corrosión (E_{CORR}) del material es mayor que un cierto potencial crítico (E_{CRIT}) en las condiciones ambientales y de temperatura de operación. En el caso de que esta condición no se cumpla, el contenedor sólo sufrirá corrosión generalizada (la forma más benigna de corrosión [17]). La corrosión bajo tensión también es considerada en el modelo debido a que se pueden presentar concentradores de tensiones por soldaduras con defectos [15,18].

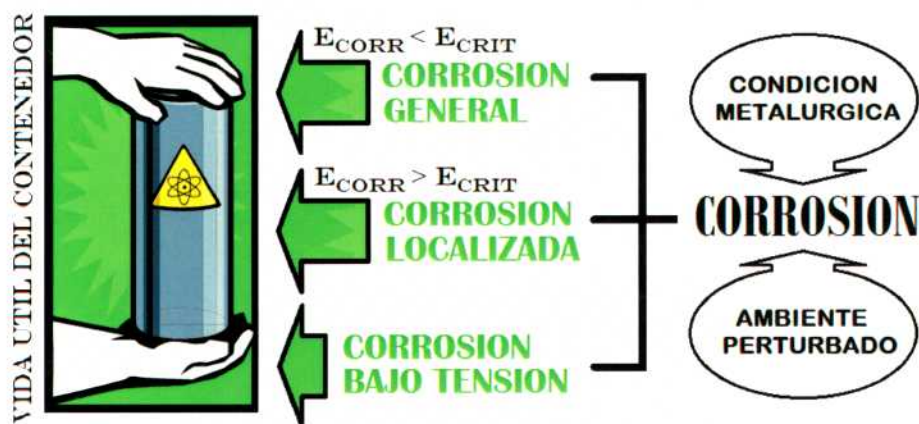


Figura 6: Esquema del modelo integral frente a la degradación por corrosión de los contenedores en el proyecto Yucca Mountain [15].

1.3 Aleaciones Base Níquel

Las aleaciones en base níquel han sido utilizadas desde hace más de cuatro décadas, y han asumido un papel muy importante en el avance del desarrollo tecnológico [19]. El níquel y sus aleaciones son típicamente utilizados por su excelente resistencia a una gran variedad de ambientes corrosivos. Desde el punto de vista de la degradación electroquímica de los materiales, el níquel es muy superior al hierro y otras aleaciones utilizadas en la industria [18,20,21].

Desde el punto de vista de la corrosión electroquímica, las aleaciones de níquel se encuentran junto a las aleaciones de titanio y de circonio. Estos tres grupos de aleaciones superan al acero inoxidable, aunque poseen un desempeño inferior al del tantalio. Sin embargo, las aleaciones de titanio y de circonio no toleran la presencia de ciertos iones, como los fluoruros [22]. De forma esquemática, se muestra en la **Figura 7** una comparación del comportamiento de las aleaciones de níquel frente a la corrosión con respecto a otras familias de aleaciones.



Figura 7: Comparación de la resistencia frente a la corrosión de las diferentes familias de aleaciones [22]. La resistencia a la corrosión disminuye hacia abajo.

Las aleaciones base níquel son soluciones sólidas de níquel, y poseen a éste como elemento mayoritario. Estas aleaciones poseen muy buena ductilidad, maleabilidad y son fácilmente soldables [23]. La utilización en componentes de aviones y turbinas de gas han sido las aplicaciones más importantes de estas superaleaciones. Inclusive en la industria aeroespacial han tenido un papel preponderante dado el severo régimen de calentamiento aerodinámico a la que han debido exponerse y las exigencias de este tipo de industria [19]. Existen condiciones en las que los requerimientos son demasiado severos como para la utilización de aceros inoxidables y las aleaciones de níquel son la única alternativa [24].

En la **Tabla 1** se muestran los diferentes sistemas de aleaciones de níquel. En lo que se refiere a la parte comercial las aleaciones de níquel se pueden clasificar en dos grupos [21,25].

- ⇒ Aleaciones para alta temperatura: diseñadas para resistir las altas temperaturas y soportar la corrosión seca o gaseosa. Deben mantener su resistencia mecánica a elevadas temperaturas.
- ⇒ Aleaciones resistentes a la corrosión: diseñadas para prestar servicio en medios corrosivos acuosos a bajas temperaturas.

SISTEMAS DE ALEACIÓN	ALEACIONES MÁS IMPORTANTES EN CADA UNO DE LOS SISTEMAS
Ni	Níquel comercialmente puro, aleación 200/201
Aleaciones Ni-Cu	Aleación 400, K-500
Aleaciones Ni-Mo	Aleación B, B-2, B-3, B-4, B-10
Aleaciones Ni-Si	Aleación D-205
Aleaciones Ni-Fe	Invar, Pernifer, Magnifer, Hymu 80
Aleaciones Ni-Cr-Fe	Aleación 600, 601, 800, 800H, 800HT, 690, 602CA, 45TM
Aleaciones Ni-Cr-Fe-Mo-Cu	28, 825, 20, G, G-3, G-30, 31, 33, 6Mo
Aleaciones Ni-Cr-Mo	625, C-276, C-4, C-22, 686, C-2000, 59, Mat 21
Aleaciones de Alta Temperatura	602CA, 603GT, 2100GT, 45TM, 230, 625, X, 626Si, HR160, 718, 617, 214, Nimonic series, Udimet series

Tabla 1: Diferentes aleaciones de níquel según el tipo de sistema.

Las aleaciones de níquel que han sido diseñadas para bajas temperaturas se conocen como CRA (Corrosion Resistant Alloys) y, aquellas que pueden trabajar a temperaturas elevadas son conocidas como HRA (Heat Resistant Alloys). El límite práctico en la industria entre baja y alta temperatura es del orden de 500 °C. La mayoría de las aleaciones HRA necesitan desempeñar una doble función: resistir a la corrosión en ambientes muy corrosivos y mantener sus propiedades mecánicas a temperaturas elevadas [21].

1.3.1 Efecto de los Aleantes

Las aleaciones de níquel son muy superiores a otras aleaciones en lo que se refiere a resistencia a la corrosión y se debe principalmente a la capacidad que posee el níquel de aceptar diversos tipos de elementos aleantes en solución sólida. Cada elemento adicionado en la aleación cumple las funciones que se enumeran a continuación [18,26,27]:

Níquel (Ni): Proporciona la matriz que brinda compatibilidad metalúrgica a los diversos elementos aleantes. Suministra estabilidad térmica y fabricabilidad. Mejora la resistencia a la corrosión en medios alcalinos.

Cromo (Cr): Proporciona resistencia a la corrosión en medios oxidantes. Mejora la resistencia a la corrosión localizada. Puede estabilizar la formación de intermetálicos.

Molibdeno (Mo): Proporciona resistencia a la corrosión en medios reductores. Mejora la resistencia a la corrosión localizada y a la corrosión bajo tensión en cloruros.

Tungsteno (W): Se comporta similar al Mo, siendo menos efectivo. Resulta perjudicial para la estabilidad térmica en aleaciones Ni-Cr-Mo a altas temperaturas. Produce ennoblecimiento del níquel en condiciones activas y endurecimiento por solución sólida debido a su mayor tamaño atómico.

Nitrógeno (N): Estabilizador austenítico. Es un económico sustituto del níquel. Mejora la resistencia a la corrosión localizada, la estabilidad térmica y las propiedades mecánicas.

Cobre (Cu): Mejora la resistencia en agua de mar, ácido fluorhídrico y ácido sulfúrico, pero perjudica la estabilidad térmica en aleaciones Ni-Cr-Mo a altas temperaturas.

Titanio (Ti), Circonio (Zr), Nióbio (Nb), Tantalio (Ta): Estabilizadores de carbono. Mejoran la resistencia a la corrosión intergranular y al ataque preferencial en la zona afectada por el calor en procesos de soldadura.

Silicio (Si): Un contenido de silicio > 4% mejora la resistencia a la oxidación en ácido sulfúrico y ácido nítrico.

Hierro (Fe): Se adiciona para reducir costos.

Carbono (C): Mejora las propiedades mecánicas a altas temperaturas. Sin embargo, cuando se halla en concentraciones mayores a 0,02% disminuye la resistencia a la corrosión localizada y la estabilidad térmica.

De todas las familias de aleaciones de níquel, la familia Ni-Cr-Mo ha resultado ser la más versátil [18,26,28,29].

1.3.2 Aleaciones Ni-Cr-Mo

Debido al creciente desarrollo de las industrias química y petroquímica, a mediados del siglo XX, se comenzó a visualizar un aumento de la demanda de materiales que puedan satisfacer requerimientos a mayor presión y mayor temperatura en ambientes corrosivos. El desarrollo y la investigación de las aleaciones del sistema Ni-Cr-Mo comenzaron en la década del 30. Las aleaciones Ni-Cr-Mo, también denominadas C, surgieron con la finalidad de optimizar el sistema Ni-Cr, que ofrece un notable desempeño en medios oxidantes, con el sistema Ni-Mo, que posee una elevada resistencia a la corrosión en ambientes extremadamente reductores (como el ácido clorhídrico). De esta forma, se observó que las aleaciones Ni-Cr-Mo poseen una magnífica resistencia a la corrosión en una muy amplia diversidad de medios corrosivos. Esta familia de aleaciones también exhibe excelente resistencia al picado, a la corrosión en rendijas y corrosión bajo tensión en soluciones ácidas con altas concentraciones de cloruro [18,24,26].

La aleación conocida como Hastelloy C fue desarrollada en los comienzos de la década del 40 y tuvo una gran predominancia hasta la década del 60 inclusive. La mayor desventaja que presentaba esta aleación era la sensibilización durante los procesos de soldadura (precipitación de carburos en borde de grano durante el enfriamiento) lo que conducía a corrosión intergranular [24,26].

La aleación 625, conocida comercialmente como Inconel 625, se desarrolló en la década del 50 y fue introducida al mercado en la década siguiente. Se incrementó el contenido de cromo con respecto a la aleación C, lo que permitió superar las limitaciones de ésta en medios severamente oxidantes [24]. Se introdujo niobio como estabilizante frente al ataque intergranular. Esto permitió utilizar a la aleación 625 sin necesidad de un tratamiento térmico de solubilización postsoldadura. Sin embargo el contenido de molibdeno se redujo respecto al de la aleación C, por lo que este material no resultó tan versátil en condiciones reductoras. La aleación 625 también tiene aplicaciones a altas temperaturas [24].

Posteriormente fue desarrollada la aleación C-276 para solucionar los inconvenientes derivados de los altos contenidos de carbono y silicio que se presentaban en la aleación C. Sus aplicaciones en la industria de procesos son muy extensas. A pesar de su excelente resistencia a la corrosión, la aleación C 276 no estuvo completamente libre de ataque en la zona afectada por el calor durante la soldadura debido a la precipitación de carburos y de segundas fases ricas en Mo y W [18,24].

Debido a los problemas de estabilidad térmica de la aleación C-276, se desarrolló la aleación C-4, que se comercializó a principios de 1970. Si bien la aleación C-4 supera este inconveniente, su carencia de tungsteno la hace más susceptible a la corrosión localizada.

Tanto la aleación C-276 como la C-4 poseen versatilidad en cuanto a la resistencia a la corrosión, pero exhiben una limitada resistencia a ambientes ácidos oxidantes [26].

Para el desarrollo de una nueva generación de aleaciones de esta familia fue necesario un mejor conocimiento de los roles específicos de cada aleante. Así se desarrolló una aleación novedosa denominada Hastelloy C-22 que comenzó a comercializarse en el año 1984 [25,26,28].

Posteriormente a la aparición de la aleación C-22, se han desarrollado otras aleaciones del sistema Ni-Cr-Mo entre las cuales están la C-2000, 59, 686 y MAT 21. Recientemente se han incorporado dos nuevas aleaciones dentro de la familia Ni-Cr-Mo. La aleación C-22HS, que es una versión mejorada de la C-22, y la HYBRID-BC1, que presenta una gran resistencia en medios ácidos [30,31]. Las composiciones de todas las aleaciones Ni-Cr-Mo mencionadas se hallan en la **Tabla 2**.

ALEACIÓN	NÚMER O UNS	Cr	Mo	W	Fe	Ti	V	Mn	C	Si	OTROS
C	-	15	16	4	5	-	0,35*	1,0*	0,08*	1,0*	-
625	N06625	21	9	-	5	0,4*	-	0,05*	0,01*	0,08*	3,7 Nb+Ta
C-276	N10276	16	16	4	5	-	0,35*	1,0*	0,01*	0,08*	2,5 Co
C-4	N06455	16	16	-	3	0,7*	-	1,0*	0,01*	0,08*	2 Co
C-22	N06022	22	13	3	3	-	0,35*	0,05*	0,01*	0,08*	2,5 Co
C-2000	N06200	23	16	-	-	-	0,35*	0,05*	0,01*	0,08*	1,6 Cu
59	N06059	23	16	-	1	-	0,35*	0,05*	0,01*	0,08*	-
686	N06686	21	16	4	5	-	0,35*	0,05*	0,01*	0,08*	-
MAT 21	N06210	19	19	-	1	-	-	0,05*	0,01*	0,08*	1,8 Ta
C-22HS	N07022	21	17	1	2	-	-	-	0,01*	0,08*	-
HYBRID-BC1	N10362	15	22	-	2	-	-	0,25*	0,01*	0,08*	0,5 Al

Tabla 2: Composición química porcentual en peso de aleaciones del sistema Ni-Cr-Mo. El porcentaje de níquel en cada caso es el necesario para completar el 100% [18,30-32].
(* Porcentaje Máximo permitido)

Las aleaciones Ni-Cr-Mo contienen, en general, una gran cantidad de elementos aleantes que determinan la resistencia a la corrosión que las caracteriza y su rango de aplicación en la industria. Estos elementos aleantes son disueltos dentro del metal líquido a altas temperaturas y permanecen en solución sólida una vez que el metal solidifica. Este estado se denomina tratamiento térmico de fábrica (Mill Annealing o MA). A temperatura ambiente, estas aleaciones permanecen, microestructuralmente, en una única fase fcc, denominada frecuentemente “fase primaria”. Sin embargo, en la mayoría de las aleaciones Ni-Cr-Mo pueden precipitar segundas fases cuando se exponen a temperaturas mayores a 500 °C por periodos de tiempo prolongados. Este cambio microestructural provoca una variación en sus propiedades mecánicas y en la resistencia a la corrosión [21,26,28].

1.3.2.1 Aleación 625

La aleación Inconel® 625® (UNS N06625) pertenece a la familia Ni-Cr-Mo y posee excelentes características de resistencia mecánica tanto a temperatura ambiente como a temperaturas elevadas (≈ 800 °C). A temperaturas mayores de 800 °C, su resistencia mecánica resulta menor a otras aleaciones de solución sólida. La aleación 625 ha presentado excelentes características en cuanto a su resistencia a la corrosión [33].

La aleación 625 posee buenas características de fabricado y soldado. Puede ser forjada o trabajada en caliente a una temperatura que se mantenga entre un rango de 980°C

a 1100°C. Sin embargo, la aleación se endurece rápidamente al trabajarla, así que necesita un tratamiento de recocido para la formación o fabricación de componentes complejos. La aleación 625 puede ser fácilmente soldada por procesos convencionales utilizados para los aceros inoxidable austeníticos, incluidos los métodos de fusión y resistencia. No se requiere precalentamiento ni tratamiento posterior a la soldadura (sensitizado) para mantener o restaurar la resistencia a la corrosión. En la **Tabla 3** se observan las propiedades mecánicas principales de esta aleación para diversas temperaturas. En la **Figura 8** se observa el comportamiento de la tensión de fluencia de la aleación 625 con el aumento de la temperatura, comparándola con otras aleaciones de la familia Ni-Cr-Mo. La composición específica de la aleación y los límites máximos de elementos se observan en la **Tabla 2 (Sección 1.3.2)**. La excelente resistencia a la corrosión de esta aleación ha sido atribuida al efecto sinérgico que existe entre el cromo y el molibdeno [33].

Temperatura °C	Tensión de Ruptura (Mpa)	Tensión de fluencia 0.2% (Mpa)	Elongación %
ambiente	905	490	48,5
540	770	370	54,0
650	760	370	55,6
760	600	345	53,1
870	345	205	45,9
980	165	83	43,8
1095	95	39	44,7

Tabla 3: Propiedades mecánicas principales de la aleación 625.

La aleación 625 fue considerada como candidata para formar parte de las barreras ingenieriles en los repositorios de residuos nucleares de nivel alto [34,35]. Kehler *et al.* [36] estudiaron la corrosión en rendijas de la aleación 625 entre temperaturas de 60 a 95 °C en soluciones electrolíticas concentradas, simulando procesos de evaporación y condensación que podrían ocurrir en las adyacencias del contenedor de residuos. Llegaron a la conclusión de que los procesos de corrosión en rendijas podrían llegar a estabilizarse por el efecto de los cloruros, pero no del pH.

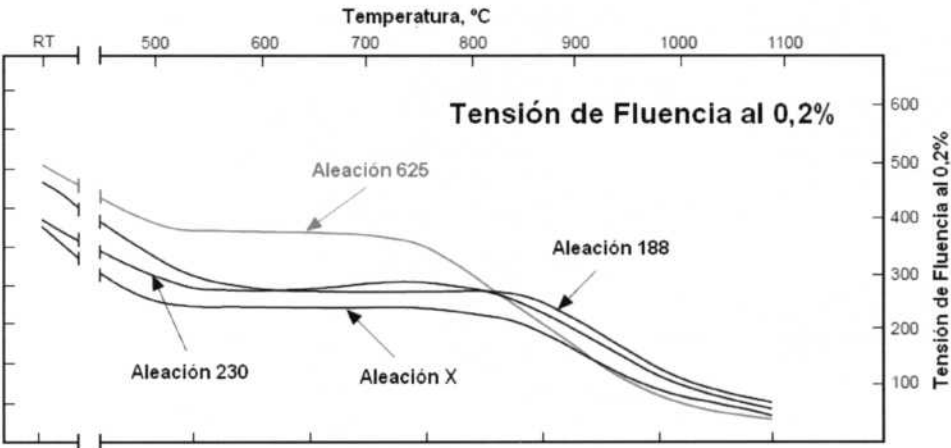


Figura 8: Tensión de fluencia vs temperatura para la aleación 625 y otras aleaciones de misma familia [33].

La aleación 625 también fue sujeta a muchos otros estudios en ambientes muy variados para caracterizar su comportamiento frente a la corrosión. Martin *et al* [37] estudiaron la susceptibilidad de la aleación 625 a la corrosión en agua de mar natural a 65 °C. Ellos demostraron que la iniciación de la corrosión en rendijas en esta aleación

estaba muy influenciada por el potencial y que la corrosión debería comenzar en pocas horas a potenciales mayores a 300 mV_{SSC} (SSC = potenciales respecto del electrodo de referencia de Ag/AgCl). Martin *et al.* [37,38] establecieron una relación crítica potencial-temperatura-tiempo para la iniciación de la corrosión en rendijas en la aleación 625. El potencial de estabilización de la corrosión en rendijas disminuyó (la aleación se hizo “menos noble”) cuando se incrementó la temperatura desde la temperatura ambiente hasta 40 °C. Este potencial disminuyó desde 300 mV_{SSC} a temperatura ambiente hasta 100 mV_{SSC} a 40 °C. El tiempo requerido para el inicio de la corrosión en rendijas disminuyó al aumentar la temperatura.

La aleación 625 es utilizada en componentes de bombas y válvulas para manipular ácidos a elevadas temperaturas en las industrias alimenticias, químicas, mineras y petroquímicas. Como puede observarse las aplicaciones de la aleación 625 son muy variadas e incluyen además:

- ⇒ Industria aeroespacial.
- ⇒ Sistemas de escape de motores de avión.
- ⇒ Sistema de reversa de empuje del motor.
- ⇒ Plataformas off-shore y equipos marinos.
- ⇒ Revestimientos de chimeneas.
- ⇒ Equipos de procesamiento químico.
- ⇒ Instalaciones de reprocesamiento de residuos nucleares.

1.3.2.2 Aleación C-22

HASTELLOY® C-22® (UNS N06022) pertenece a la familia Ni-Cr-Mo y contiene aproximadamente 22% Cr, 13% Mo, 3% W y 3% Fe en una matriz de Ni. La combinación de sus elementos aleantes proporciona a la aleación C-22 excelentes propiedades. La aleación C-22 posee bajas velocidades de corrosión generalizada en medios oxidantes y reductores. Además, presenta una excelente resistencia a la corrosión por picado, en rendijas y bajo tensión [39].

Desde su inserción en el mercado, ha estado sometida a una gran variedad de ensayos de laboratorio, lo que permitió visualizar su superior resistencia a la corrosión frente a otras aleaciones Ni-Cr-Mo [18,32]. Al estudiar su comportamiento frente a la corrosión generalizada, la aleación C-22 exhibió menor velocidad de corrosión que las aleaciones C-276, C-4 y 625, en una variedad de medios oxidantes y reductores, como también en mezclas de ambos [32]. En la **Tabla 4** se comparan las velocidades de corrosión de la aleación C-22 y la aleación 625 en diversas soluciones electrolíticas agresivas.

Entre otras aplicaciones industriales de la aleación C-22 se destacan su utilización para la fabricación de tubos, sellos, boquillas y ejes en la manufactura de productos químicos; la construcción de reactores, mezcladores y tuberías en los procesos de manufactura de herbicidas y fertilizantes; su aplicación en procesos de desulfuración de gases y en la industria del papel [26,40].

Medio (% en peso)	Temp (°C)	C-22	625
1.5% HCl	Ebullición	0,4	8,8
10% HCl	Ebullición	10,0	16,0
2% HF	70	0,2	0,5
5% HF	70	0,3	0,4
65% HNO ₃	Ebullición	3,3	0,5
20% H ₂ SO ₄	Ebullición	0,8	2,3
30% H ₂ SO ₄	Ebullición	1,6	5,7

Tabla 4: Velocidad de corrosión en mm/año de las aleaciones C-22 y 625 en diferentes medios y temperaturas [39].

Debido a las excelentes propiedades frente a la corrosión que presenta la aleación C-22, la misma es una de las candidatas a ser utilizadas en la construcción de contenedores de residuos radiactivos de nivel alto [8,16,21].

Los tratamientos térmicos a temperaturas altas pueden afectar la resistencia a la corrosión de la aleación C-22. A temperaturas cercanas a los 600 °C y superiores se produce la formación de precipitados intermetálicos, tales como fases μ , σ y P, que comienza en los bordes de grano de la aleación C-22. Estas fases podrían tener un efecto perjudicial sobre la resistencia a la corrosión y producen una pérdida de ductilidad mecánica. Por otro lado, el envejecido de la aleación C-22 a temperaturas entre 350 °C y 600 °C produce la formación de un ordenamiento de largo alcance (LRO). Esta reacción no parece afectar a la resistencia a la corrosión y produce sólo una ligera pérdida de ductilidad [28]. En la **Figura 9** se observa el diagrama temperatura-tiempo-transformación para la aleación C-22.

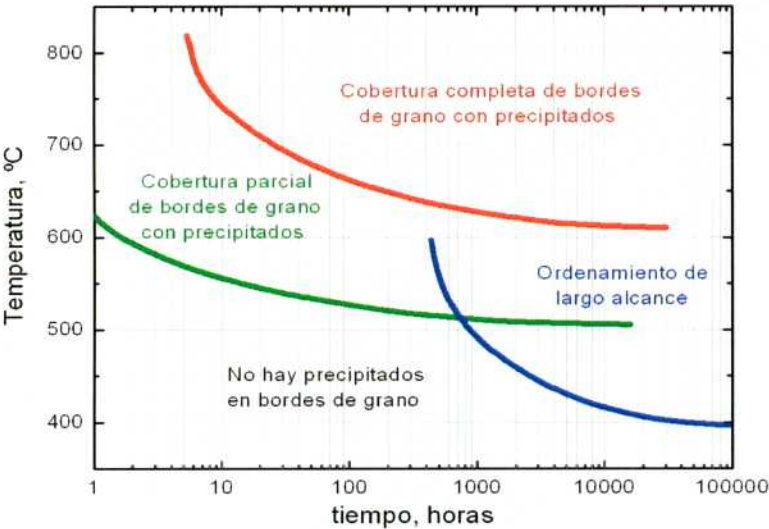


Figura 9: Diagrama temperatura-tiempo-transformación (TTT) para la aleación C-22 [8].

Para desarrollar la aleación 22 se definió un parámetro nuevo conocido como factor atómico porcentual (FAP), el cual compara la resistencia a la corrosión de diferentes composiciones de aleaciones de la familia Ni-Cr-Mo. Este factor refleja los efectos contrapuestos del cromo con respecto al molibdeno y al tungsteno. La adición de molibdeno y tungsteno mejora la resistencia a la corrosión uniforme e intergranular en medios ácidos reductores, pero ambos aleantes son inefectivos en medios ácidos oxidantes [41,42]. El cromo posee un efecto inverso, siendo efectivo en medios ácidos oxidantes, e inefectivo en medios ácidos reductores. De allí se define el FAP en función de

los porcentajes en peso de cada aleante (%Cr, %Mo y %W), de acuerdo a la siguiente ecuación [26,43]:

$$FAP = \frac{4Cr}{(2Mo + W)} \quad (1)$$

En medios oxidantes como ácido nítrico, cuanto más alto es el contenido de cromo (mayor FAP) menor es la velocidad de corrosión. Por otro lado, en medios reductores, cuanto mayor es el contenido de molibdeno y tungsteno (menor FAP) menor es la velocidad de corrosión. En la **Figura 10** se puede ver que en el rango de 2,5 a 3,3 de FAP se encuentra el mejor balance para obtener bajas velocidades de corrosión (en unidades arbitrarias) en medios oxidantes y en medios reductores.

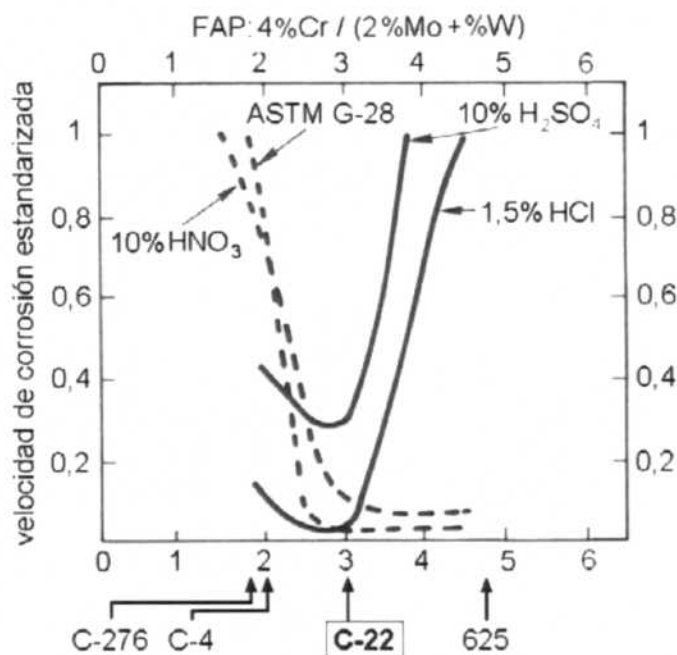


Figura 10: Velocidad de corrosión en unidades arbitrarias de aleaciones del sistema Ni-Cr-Mo en diferentes medios, en función del Factor Atómico Porcentual (FAP).

1.3.2.3 Aleación C-22HS

La aleación HASTELLOY® C-22HS® (Ni-21Cr-17Mo) posee una resistencia a la corrosión similar al de las aleaciones de la familia C, pero puede ser endurecida a través de un tratamiento térmico recientemente desarrollado, que le brinda el doble de resistencia mecánica [30,44]. En la **Tabla 5** se muestran las propiedades mecánicas de la aleación C-22HS luego de ser envejecida por tratamiento térmico.

En general, el comportamiento de la aleación C-22HS frente a la corrosión uniforme es similar a la de la aleación C-22, ya sea tanto en medios reductores como oxidantes [44,45]. En la **Tabla 6** se puede observar este comportamiento a través de las velocidades de corrosión de las aleaciones C-22 y C-22HS con y sin tratamiento térmico, y frente a otras aleaciones Ni-Cr-Mo [44,45].

Aleación	Temperatura °C	Tensión de Fluencia 0,2% (Mpa)	Tensión de Ruptura (Mpa)	Elongación (%)
C-22HS	Ambiente	406	822	61
	595	222	64	72
C-22HS envejecida	Ambiente	742	1232	40
	595	542	934	48

Tabla 5: Propiedades mecánicas de la aleación C-22HS en ambas condiciones metalúrgicas [30].

Medio	Concentración % en peso	Temperatura °C	C-22HS	C-22HS envejecida	C-22	625
HCl	5	79	0,78	2,41	1,44	0,23
	20	38	0,15	0,22	0,20	0,36
H ₂ SO ₄	50	66	0,01	0,01	0,40	0,89
	90	66	0,03	0,21	0,34	-
HNO ₃	40	79	0,06	0,06	0,03	-
	60	79	0,11	0,41	0,08	-

Tabla 6: Velocidades de corrosión en mm/año de aleaciones Ni-Cr-Mo [30].

Esta aleación ha sido diseñada para cumplir dos requisitos básicos: lograr una elevada resistencia mecánica por medio de un tratamiento térmico simple y mantener sus excelentes propiedades frente a la corrosión luego de este tratamiento. Requisitos que se han logrado cumplir satisfactoriamente [30]. En la **Figura 11** se observa el comportamiento de la aleación en comparación con otras aleaciones de la familia C.

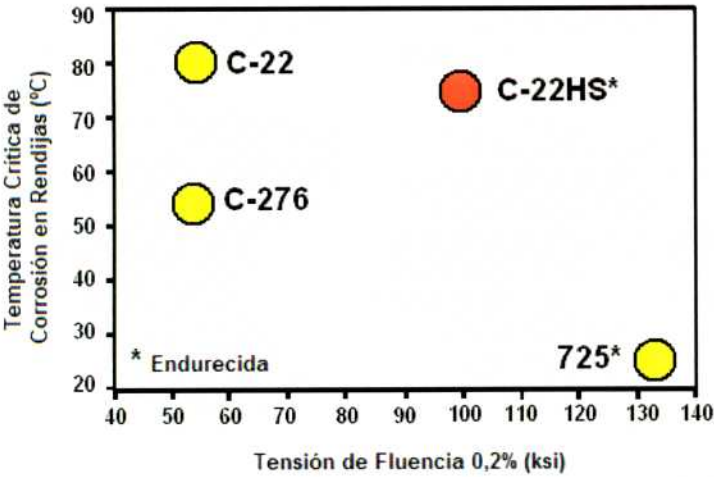


Figura 11: Resistencia a la corrosión de aleaciones Ni-Cr-Mo en función de la tensión de fluencia [30].
 (* Endurecida por tratamiento térmico)

Se encontró que la aleación C-22HS es tan resistente frente a la corrosión localizada como la aleación C-22 y superior a las aleaciones C-276 e Inconel 725, más allá de la influencia del tratamiento térmico [44,45].

Esta nueva aleación está disponible en muchas formas, incluyendo láminas, chapas, barras y alambre. Las posibles aplicaciones para esta aleación incluyen todos aquellos usos en donde se requiere una combinación de excelentes propiedades frente a la corrosión con una elevada resistencia mecánica. Dentro de estas aplicaciones, se puede nombrar agitadores y mezcladores, válvulas, matrices, tornillos, anillos, juntas, cables, etc. [44,45].

1.3.2.4 Aleación HYBRID-BC1

La aleación HASTELLOY® HYBRID-BC1® (Ni-15Cr-22Mo) ha sido diseñada para unir la brecha entre las aleaciones Ni-Mo y las Ni-Cr-Mo. El contenido elevado de Mo, permite su uso en donde se necesita una aleación con una buena resistencia a los ácidos clorhídrico y sulfúrico; y la adición de Cr ayuda a la formación de una capa pasiva que le brinda resistencia a la corrosión localizada en medios que contienen cloruros, pudiendo soportar altos niveles de impurezas oxidantes [31,46].

Al igual que las aleaciones de la familia Ni-Cr-Mo, la aleación HYBRID-BC1 presenta excelentes propiedades frente a la corrosión por picado y en rendijas en medios que contiene cloruros, como así también frente a la corrosión bajo tensión [31,46]. En la **Figura 12** se observan curvas de iso corrosión en HCl para las aleaciones HYBRID-BC1 (izquierda) y C-22HS (derecha). Puede observarse que la aleación HYBRID-BC1 presenta menores velocidades de corrosión que la aleación C-22HS, para cada temperatura y concentración de ácido clorhídrico [30,31].

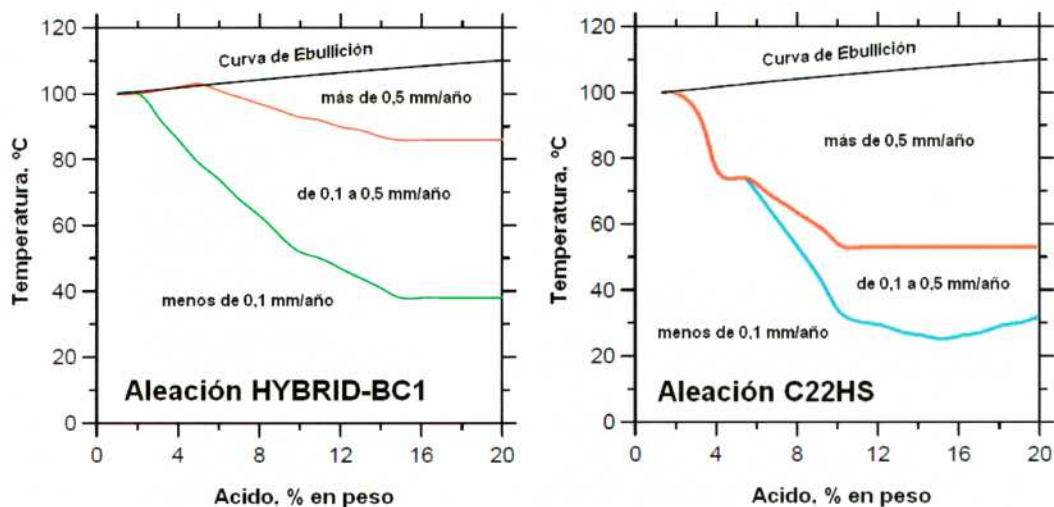


Figura 12: Curvas de iso-corrosión en HCl para las aleaciones HYBRID-BC1 (izquierda) y C-22HS (derecha) en HCl [31].

Generalmente, la aleación HYBRID-BC1 se utiliza en su condición metalúrgica de recocido. Esta aleación presenta las transformaciones de fase características de las aleaciones Ni-Cr-Mo [31,46].

La aleación HYBRID-BC1 puede ser forjada, soldada y elaborada de manera similar a las aleaciones Ni-Cr-Mo. Los usos principales incluyen intercambiadores de calor (plato o tubular), válvulas y tuberías. La aleación está disponible en distintas formas: placa, alambre, tubos, entre otros [31,46].

1.4 Procesos de Corrosión

Las diversas formas de corrosión pueden clasificarse en dos grandes grupos, la corrosión química (o también conocida como corrosión seca) y la corrosión electroquímica (que generalmente ocurre en medio acuoso). La corrosión química ocurre en ausencia de humedad y a altas temperaturas. Este tipo de corrosión ocurre en ausencia de un electrolito. La corrosión electroquímica implica la participación de un líquido corrosivo o electrolito a

través del cual circulan iones [17]. Dado que la temperatura máxima prevista en la superficie de los contenedores será baja (menor a 200 °C), la corrosión seca no se considera un mecanismo de degradación que comprometa la integridad de los contenedores [15,47,48].

Por otro lado, la forma en la que ocurre la corrosión es de suma importancia (por forma nos referimos a la apariencia del material corroído). La corrosión uniforme es la más común y la que genera mayores pérdidas de material. Sin embargo, al ser de tipo superficial es también la más fácil de controlar y por lo tanto la que menor cantidad de fallas provoca. La corrosión por picado y la corrosión en rendijas son fenómenos localizados que se manifiestan como un ataque preferencial en ciertas zonas que crece rápidamente hacia el interior del material y que puede generar daños catastróficos. Existen otros tipos de corrosión tales como corrosión intergranular y corrosión bajo tensión que se esquematizan en la **Figura 13**.

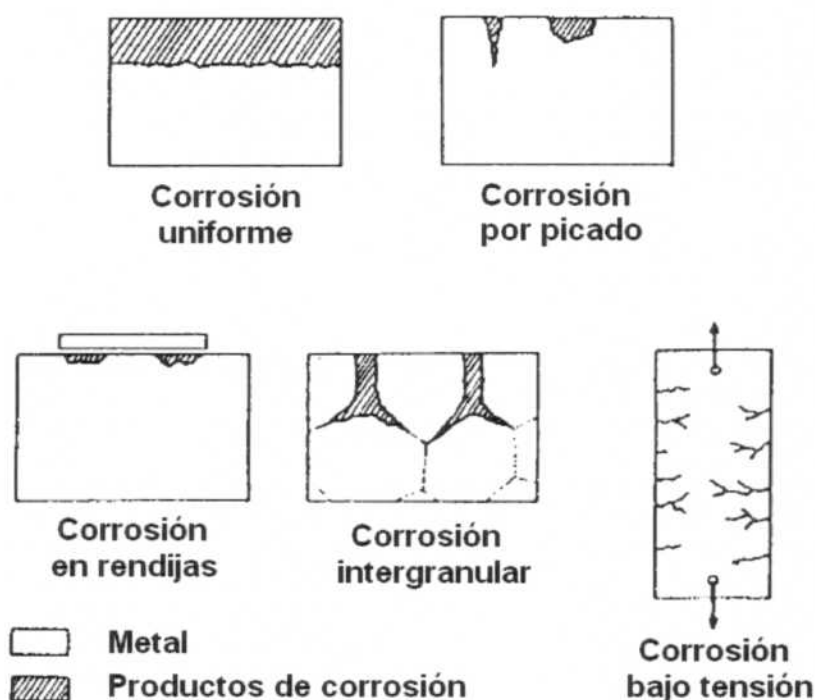


Figura 13: Algunos tipos de corrosión más comunes.

1.4.1 Corrosión General y Pasividad

La corrosión general o uniforme es la forma más benigna en la que puede presentarse la corrosión. Un ataque de este tipo permite calcular fácilmente la vida útil del material corroído. El ataque se extiende en forma homogénea sobre toda la superficie metálica de modo tal que se produce un adelgazamiento uniforme de la pared del metal [17], según la siguiente ecuación:

$$X = v_{\text{CORR}} \cdot t \quad (2)$$

De esta forma, se puede calcular el espesor de penetración (x) como la velocidad de corrosión (v_{CORR}) multiplicado por el tiempo (t) durante el cual el material está expuesto al medio corrosivo (**Ecuación (2)**) [49].

Existen varios métodos para calcular la velocidad de corrosión, dentro de estos se encuentran métodos gravimétricos (o directos) y electroquímicos [49,50]:

- ⇒ Los métodos directos: pérdida de peso y análisis del metal disuelto en la solución.
- ⇒ Los métodos electroquímicos o rápidos.

En los métodos directos lo que se obtiene es una velocidad promedio, en tanto que en los métodos electroquímicos se obtiene un valor “instantáneo” de la velocidad de corrosión [49]. Los métodos rápidos y exactos para medir velocidades de corrosión son de gran importancia, especialmente para las aplicaciones prácticas. Los métodos analíticos directos como la pérdida de peso o el análisis de la solución electrolítica por medios espectroscópicos necesitan tiempos largos de exposición en el sistema corrosivo. Además, estos métodos están restringidos en general para sistemas que no forman capas adherentes de productos de corrosión [49].

La gran ventaja de los métodos electroquímicos es su sensibilidad práctica ilimitada, debido a la gran cantidad de corriente eléctrica que se necesita para disolver un equivalente químico. Se debe considerar además, que los procedimientos gravimétricos clásicos precisan al menos, para poder utilizarse, variaciones del peso del orden del miligramo, mientras que la instrumentación electrónica actual permite acceder a intensidades de corriente del orden del nA (10^{-9} A). Para el caso del hierro, por ejemplo, una densidad de corriente del 10 nA/cm², la cual es fácilmente mensurable, circulando durante una hora, produce una pérdida de peso del orden de 10^{-5} mg de Fe. Se infiere que los métodos electroquímicos son unas 10^6 veces más sensibles que los tradicionales, permitiendo evaluar ataques muy inferiores a los admitidos frecuentemente en la práctica [49].

En aplicaciones ingenieriles, las aleaciones Ni-Cr-Mo sufren corrosión generalizada en estado pasivo. La pasividad de los metales es un fenómeno que se conoce desde hace más de un siglo y medio y se debe a la formación de una película (generalmente un óxido) sobre la superficie de un material que lo protege de la acción de agentes externos agresivos. Este fenómeno aparece siempre a partir de un potencial definido, conocido como potencial de Flade, para aquellos metales que presentan una transición activo/pasiva. Este potencial varía según el metal y el medio corrosivo considerados [17,18].

En la **Figura 14** se presenta una curva de polarización anódica genérica de un metal que presenta una transición activo/pasiva. En esta curva se observa en primera instancia un aumento significativo de la densidad corriente al incrementarse el potencial (1° zona). Esto es la disolución activa del metal en el medio. Luego se observa un pico denominado transición activo/pasiva (2° zona). A partir del llamado potencial de Flade (E_{FLADE}), la densidad de corriente, y por lo tanto la velocidad de corrosión, disminuye varios órdenes de magnitud y el metal entra en estado pasivo. La 3° zona corresponde al rango de potenciales de pasividad, en el cual se observa que la densidad de corriente es aproximadamente constante. La 4° y última zona presenta un aumento de la densidad de corriente. De acuerdo a las características del sistema metal/electrolito estudiado, la pasividad se podrá mantener en un rango de potenciales más o menos amplio. Si el óxido pasivo formado permite el paso de electrones (por ejemplo en metales tales como hierro, níquel, cromo, etc.), se registrará un aumento en la corriente debido a la reacción de oxidación del solvente (evolución de oxígeno). En algunos casos (Cr, Ni, etc.) antes de la

oxidación del solvente puede ocurrir la disolución transpasiva del óxido con un consecuente aumento de la corriente y destrucción de la pasividad. En el caso de los llamados metales válvula (aluminio, titanio, zirconio, hafnio, etc.) la pasividad se puede extender por varios volts hasta la ruptura del dieléctrico. En algunos sistemas es posible que se presente un aumento de la corriente debido a la ruptura de la pasividad, en forma localizada (corrosión por picado o en rendijas). El aumento de corriente posterior a la pasividad suele denominarse genéricamente transpasividad [17,18].

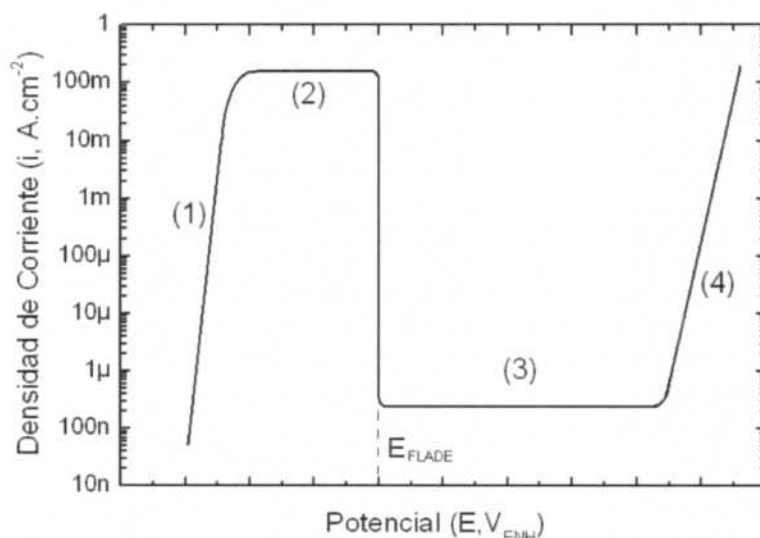


Figura 14: Curva de polarización genérica de un metal que presenta transición activo/pasiva (Pasaje de la 2ª zona a la 3ª zona).

En algunos casos, la existencia de la película pasiva está prevista por el equilibrio termodinámico y debido a esto puede ser fácilmente ilustrada por diagramas que muestran los dominios de estabilidad de diferentes especies como función del potencial y el pH. Estos diagramas se les conocen como diagrama de Pourbaix, los cuales han sido registrados para varios metales [51]. En la **Figura 15** se observa un diagrama de Pourbaix (potencial-pH) mostrando las zonas de inmunidad, corrosión y pasividad. Muchos metales muestran la capacidad de pasivarse, y debido a esto son de mucha importancia para aleaciones de uso ingenieril. La capa pasiva en soluciones ácidas no es consecuencia del equilibrio termodinámico, sino debida al hecho de que la velocidad de disolución del óxido en la solución ácida es baja [17].

Una vez formada una película continua de óxido, el engrosamiento de esta película sólo puede ocurrir por transporte de iones a través de ella [17]. El crecimiento del óxido en las primeras etapas es un tema complejo. Existen varios modelos dedicados a explicar y predecir el crecimiento de la película pasiva. Los modelos clásicos de crecimiento de óxido se pueden aplicar únicamente cuando la primera capa de la película, que cubre la totalidad de la superficie, ya se ha formado [18,52,53]. Comúnmente se encuentran en la bibliografía leyes de crecimiento tales como la ley parabólica (el cuadrado del espesor es directamente proporcional al tiempo), logarítmica inversa (el espesor es inversamente proporcional al logaritmo del tiempo) y logarítmica directa (el espesor es directamente proporcional al logaritmo del tiempo) [52,54,55].

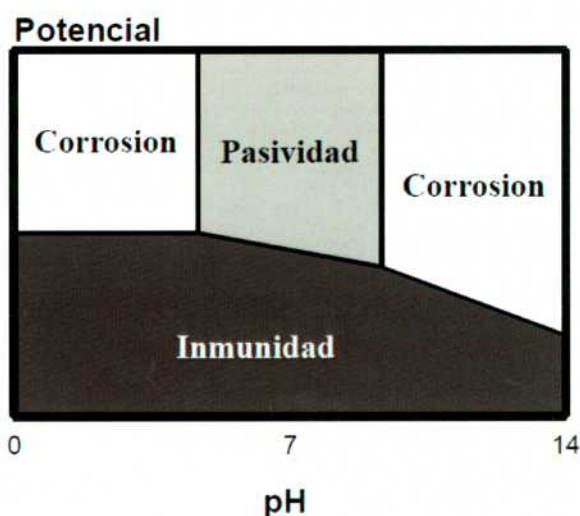


Figura 15: Diagrama esquemático de Pourbaix para los metales.

En forma general, los modelos existentes de crecimiento de óxido se obtienen a partir de una ecuación diferencial que toma en consideración que la tasa de crecimiento es directamente proporcional al flujo de iones a través de la película de óxido, conforme a la siguiente ecuación:

$$\frac{dx}{dt} = \Omega \cdot J \quad (3)$$

en el que x es el espesor de la película de óxido, t es el tiempo, Ω es el volumen del óxido por ion móvil, y J es el flujo iones [54].

Si bien en las aleaciones Ni-Cr-Mo el elemento mayoritario es el Ni, no se puede dejar de prestar atención a los demás aleantes. Muchos autores han investigado como se modifica la película pasiva al agregar cromo como aleante y todos coinciden en que la estructura de la película pasiva es de tipo dúplex o bicapa formada por una capa interna de óxido (principalmente Cr_2O_3) y una capa externa de oxi-hidróxidos de níquel y minoritariamente cromo [18,56,57].

Con el agregado de Mo, la película pasiva de las aleaciones Ni-Cr-Mo, comienza a tener otras características. Según Hashimoto *et al* [58], el molibdeno contribuye a la película a partir de su óxido (MoO_2).

Lloyd *et al.* [59] estudiaron las consecuencias de los cambios de la temperatura y del potencial sobre la película pasiva en las aleaciones C-22 y C-276. Estos autores observaron que la película pasiva formada sobre ambas aleaciones está compuesta por Cr, Ni y Mo. El cromo se halló presente como Cr^{+3} . El molibdeno se halló en varios estados de oxidación (Mo^0 , Mo^{4+} , Mo^{5+} y Mo^{+6}), en el que la especie predominante de molibdeno que se encontró al aumentar el potencial fue Mo^{+6} . El níquel se halló enriquecido debajo de la película. Una estructura bicapa fue hallada en la aleación C-22, consistente en una capa interna rica en Cr y Ni, y una capa externa rica en Cr y Mo. La segregación de Cr en la capa interna aumentó con el potencial. La concentración de Mo en la capa externa aumentó con el potencial, y disminuyó la del Cr. La aleación C-276 no presentó una clara distinción entre capas y su contenido de Cr fue menor. El espesor de la película y el contenido de Cr no cambiaron con el potencial para ésta última aleación.

Lloyd *et al.* [59] encontraron también una semejanza entre la estructura de la película pasiva de la aleación C-22 y la de los óxidos pasivos bipolares en los aceros inoxidables que contienen molibdeno [18,60-62]. En el film pasivo se produciría la

desprotonación del OH^- debido al elevado campo eléctrico generado por la estabilización del Mo^{6+} como MoO_4^{2-} en la capa exterior del óxido [59]. Esto suministraría O^{2-} a la barrera interna de Cr_2O_3 mejorando sus cualidades protectoras. Se ha propuesto que la presencia de MoO_4^{2-} (carga fija negativa) en la capa externa del film le da a éste un carácter selectivo catiónico [59]. Esto produciría una mayor resistencia de la aleación a la corrosión localizada debido a que la carga fija negativa no permite el ingreso de aniones provenientes de la solución que pudieran desestabilizar localmente el film pasivo. Por otra parte, la bipolaridad del film se completa con una capa selectiva aniónica (carga fija positiva) en la parte interior del film rica en Cr^{3+} que impediría el pasaje de cationes hacia la solución [59]. Un esquema del modelo bipolar propuesto por Sakashita y Sato [63] se observa en la **Figura 16**.

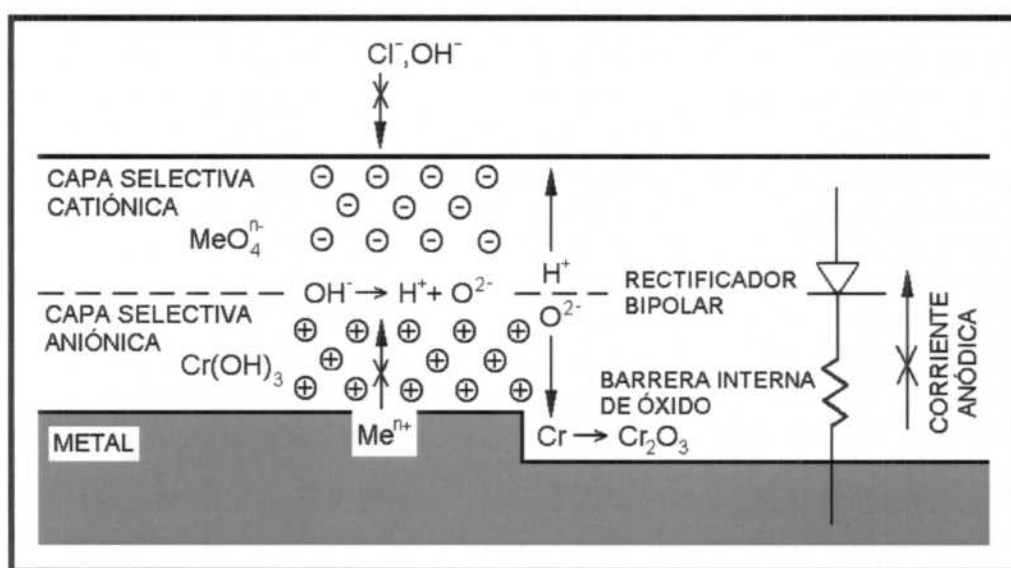


Figura 16: Modelo bipolar aplicado a óxidos pasivos de aceros inoxidables con molibdeno.

El Modelo de Defectos Puntuales (PDM: Point Defect Model) es relevante dado que fue utilizado por el Departamento de Energía de los Estados Unidos (DOE) en el estudio teórico de la oxidación anódica de la aleación C-22 [18,64]. Los procesos involucrados en el Modelo de Defectos Puntuales son el crecimiento y la disolución de óxidos pasivos en una estructura bicapa, la cual estaría compuesta por un óxido con defectos (capa barrera) adyacente al metal y una capa externa que se formaría por reacción de cationes metálicos con las especies existentes en la solución. En este modelo, cuando la película pasiva crece a un potencial constante, la caída de potencial en la interfaz metal/capa barrera disminuye. Esto reduciría la fuerza impulsora de los procesos que engrosan la película, que son la inyección de cationes desde el metal hacia la película pasiva y la generación de vacancias aniónicas. Durante el crecimiento de la película, las vacancias catiónicas (V_M^{x+}) se producen en la interfase película/electrolito y se consumen en la interfase metal/película, mientras que las vacancias aniónicas (V_O^{2-}) se producen en la interfase metal/película y se consumen en la interfase película/electrolito [18,64,65]. En la **Figura 17** se observan en forma esquemática los procesos fisicoquímicos que ocurren de acuerdo a este modelo (En la **Tabla 7** se dan las referencias correspondientes a la **Figura 17**) [65]. El PDM provee expresiones matemáticas teóricas para el cálculo del espesor de la capa barrera (x) y la densidad de corrientes de pasividad (i_{PAS}) en el estado estacionario. Estas ecuaciones complejas plantean una dependencia del espesor y de la densidad de corrientes con muchas variables. El PDM establece que el espesor de la capa barrera y la densidad de corriente de pasividad en el estado estacionario, presentan una

dependencia con respecto a la polarizabilidad de la interfase película/solución, los coeficientes de transferencias y las constantes de reacción estándar de las diferentes reacciones (procesos 1° a 5° en la **Figura 17**), el campo eléctrico, el pH, la temperatura, los estados de oxidación de los cationes metálicos en la capa barrera y en la solución, etc. Se predice una variación lineal del espesor del film con el potencial aplicado. No es el objetivo de este trabajo brindar una explicación más detallada del PDM [18,64,65].

m	átomo metálico	e ⁻	electrón
M _m	cation metálico en sitio catiónico	X	estado de oxidación en película pasiva
O _O	anión óxido en sitio aniónico	δ	estado de oxidación del catión en solución
V _M ^{X-}	vacancia catiónica	V _O ⁼	vacancia aniónica (O ₂)
K ₁ -K ₅	constantes de reacciones	V _M	vacancia en metal

Tabla 7: Leyenda que corresponde a la **Figura 17**.

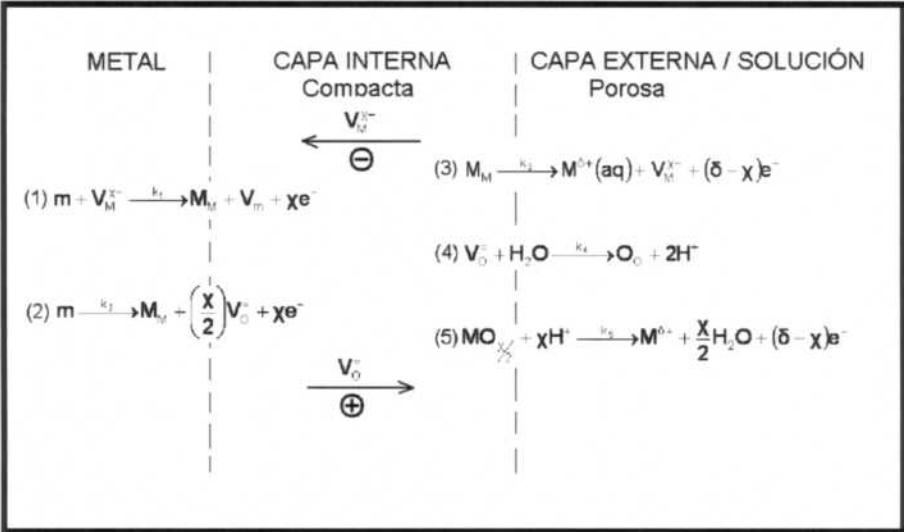


Figura 17: Esquema de los procesos fisicoquímicos que ocurren en la película pasiva de acuerdo al modelo de defectos puntuales (PDM).

1.4.2 Corrosión Localizada

La corrosión localizada es la forma más peligrosa bajo la cual puede presentarse los procesos de corrosión. El resultado directo de la corrosión localizada es la ruptura permanente de la pasividad del material en sitios aislados sobre el film pasivo. En todos los casos de ataque localizado, la cantidad de material corroído no guarda relación con la magnitud de los inconvenientes que puede causar [18,66]. Existe una gran variedad de tipos de corrosión localizada (corrosión por picado, corrosión en rendija, corrosión intergranular, etc.). Algunas de las formas en la cuales se presenta la corrosión localizada se describieron en la **Figura 13 (Sección 1.4)**.

El criterio utilizado para el diseño del contenedor de residuos nucleares, se basa en la suposición fundamental de que el ataque localizado únicamente ocurre cuando el potencial de corrosión (E_{CORR}) de la aleación, también llamado potencial de reposo o potencial de circuito abierto, excede un potencial crítico (E_{CRIT}) que es característico de cada aleación en determinadas condiciones metalúrgicas y ambientales [9,18,64].

La condición de ocurrencia de la corrosión localizada de una aleación en un medio determinado se puede expresar del siguiente modo:

- ⇒ $E_{CORR} < E_{CRIT} \rightarrow$ No se produce corrosión localizada
- ⇒ $E_{CORR} > E_{CRIT} \rightarrow$ Existe riesgo de corrosión localizada

Tomando como válido este criterio, la principal dificultad sería determinar los valores de E_{CORR} y E_{CRIT} para las diferentes condiciones ambientales y metalúrgicas que podrían presentarse.

La corrosión por picado y la corrosión en rendijas son el mismo fenómeno desde el punto de vista electroquímico y sólo difieren en aspectos geométricos [17]. El ataque localizado ocurre en metales que normalmente se encuentran pasivados. Es necesario que se produzca una acidificación localizada en la interfase metal-solución para que ocurra corrosión localizada. Para ello es necesaria la presencia de ciertos aniones en el medio corrosivo. A estos aniones se los puede calificar de “agresivos”. El anión calificado como agresivo depende del material considerado. En la **Tabla 8** se observan los aniones agresivos más comunes dependiendo del material. En particular el anión cloruro se encuentra presente en todos ellos, es el anión agresivo más común y el más importante [17].

Metal	Ion agresivo
Aluminio	Cl^- , Br^- , I^- , ClO_4^- , NO_3^- , SCN^-
Cadmio	Cl^- , Br^- , ClO_4^- , SO_4^{-2}
Hierro	Cl^- , Br^- , I^- , ClO_4^- , SO_4^{-2}
Magnesio	Cl^- , Br^-
Manganeso	Cl^- , Br^- , ClO_4^- , NO_3^- , SO_4^{-2} , CH_3COO^-
Níquel	Cl^- , Br^- , I^-
Aceros Inoxidables	Cl^- , Br^- , SCN^-
Tantalio	Cl^- , I^-
Estaño	Cl^- , ClO_4^- , SO_4^{-2} , NO_3^-
Titanio	Cl^- , Br^- , I^-
Cinc	Cl^- , Br^- , I^- , ClO_4^- , NO_3^- , SO_4^{-2} , ClO_3^- , BrO_3^- , $HCOO^-$, CH_3COO^-
Circonio	Cl^- , Br^- , I^- , ClO_4^-

Tabla 8: Aniones que pueden producir picado [17].

1.4.2.1 Picado y Corrosión en Rendijas

La corrosión por picado se caracteriza por un ataque muy intenso en áreas muy pequeñas, del orden del mm^2 , mientras que el resto del metal permanece con la película pasiva intacta. Esto se denomina depasivación electroquímica [17,18]. Este tipo de picado se observa en soluciones alcalinas o neutras. El picado se desarrolla sobre el metal pasivo y se caracteriza por tener asociado un potencial de picado (E_p). El picado sólo ocurre por encima de este potencial, en tanto que la aleación permanece pasiva por debajo del mismo. Si el potencial se mantiene por debajo del potencial de picado, no ocurrirá corrosión por picado independiente del tiempo de exposición a la solución electrolítica. El potencial de picado es función de la composición del medio electrolítico, de la temperatura, de la composición de la aleación, entre otros factores [17].

Se pudo observar que prácticamente en todos los metales éste potencial disminuye conforme se aumenta la agresividad del medio (aumento de la concentración de ion

agresivo, aumento de la temperatura, etc.). En el caso de la concentración de iones agresivos, el comportamiento se describe por medio de:

$$E_p = a - b \cdot \log C_x \quad (4)$$

en donde a y b son constantes que dependen de la temperatura, E_p es el potencial de picado y C_x es la concentración del ion agresivo [17].

Pourbaix describió otro potencial característico relacionado con el potencial de picado y lo llamó Potencial de Repasivación (E_R). Si se disminuye el potencial luego de que las picaduras comienzan a crecer (por superar el potencial de picado), las mismas seguirán creciendo incluso por debajo del potencial de picado. Sólo dejarán de crecer cuando el potencial sea menor a un valor determinado, al que él llamó potencial de repasivación. Este potencial está relacionado con el grado de oclusión de la picadura: cuanto más profundas sean las mismas, menor será el potencial de repasivación [17]. En ciertos sistemas se presenta otro potencial característico, por encima del cual se repasivan las picaduras, denominado potencial de inhibición [17,18].

Los primeros trabajos sobre picado se concentraron en el estudio de la composición de la solución dentro de la picadura. De estos trabajos puede concluirse que la disolución activa del metal en la picadura sería el resultado de la composición de la solución del interior de la misma, observándose en todos los casos que la solución dentro de la picadura se acidifica, cuando en el exterior la solución es neutra o alcalina [17]. La presencia de aberturas estrechas o de espacios entre dos componentes metálicos, o entre uno metálico y otro no metálico, y que contienen un líquido corrosivo, puede dar lugar a un ataque localizado que se denomina corrosión en rendijas. Para funcionar como un sitio de corrosión, la rendija debe ser lo suficientemente ancha como para permitir el ingreso de la solución, pero lo suficientemente pequeña para establecer condiciones de estanqueidad. Con la solución estanca dentro de la rendija, y en presencia de un medio corrosivo, se produce la acidificación de la solución dentro de la rendija y por consiguiente, se produce el ataque localizado [17].

El modelo propuesto por Galvele (basado en el mecanismo de acidificación localizada) permite evaluar si se cumplen las condiciones necesarias para sostener el ataque localizado. El parámetro fundamental del modelo es el producto $x \cdot i$ (siendo x el camino medio de difusión e i la densidad de corriente de corrosión) [17,18,64].

En la **Figura 18** se puede observar que el fenómeno electroquímico que ocurre durante la corrosión en rendijas y el picado es el mismo, estos procesos solo difieren en el aspecto geométrico.

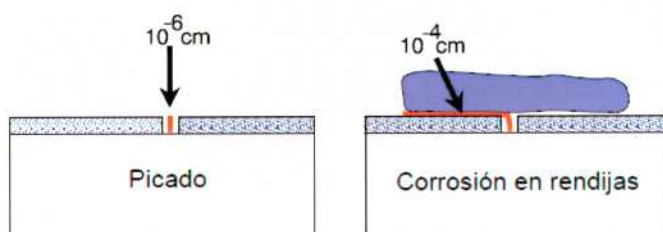


Figura 18: Esquema que muestra la diferencia geométrica entre los fenómenos de picado y corrosión en rendijas.

Para que ocurra la corrosión localizada se debe alcanzar un valor crítico de $x \cdot i$. En el proceso de picado el valor de x es varios órdenes de magnitud más pequeño que en la corrosión en rendijas. El valor de x para una superficie libre de rendijas estará dado por las irregularidades superficiales, mientras que para una superficie cubierta será mucho mayor

debido a que el camino de difusión producido por la rendija es más largo. Como el valor crítico de $x.i$ es el mismo para ambos fenómenos, se deduce que habrá una diferencia equivalente entre la corriente necesaria para iniciar picado y la necesaria para iniciar corrosión en rendijas. Así, la corriente para iniciar el picado será varios órdenes de magnitud mayor que la necesaria para iniciar la corrosión en rendijas [17]. Por lo tanto la acidificación localizada necesaria para que se produzca el ataque localizado se alcanzará a menores valores de i para el metal cubierto por la rendija. Dado que i es una función, en general creciente del potencial, se concluye que la corrosión localizada se producirá a menores potenciales en la superficie ocluida que en la superficie libre. De acuerdo a lo expresado, el parámetro más conservador para establecer un potencial crítico de diseño para la corrosión localizada es el potencial de repasivación (E_R) de una probeta que ha sufrido corrosión en rendijas [17,18,64].

Un mecanismo de iniciación de la corrosión en rendijas vincula a ésta con el picado metaestable. Este mecanismo ha sido propuesto por Stockert y Boehni [67] quienes indican que la corrosión en rendijas es iniciada por picaduras dentro de la rendija. Estos autores indicaron que si una picadura metaestable se forma dentro de una rendija, al romperse la película que las cubre, la barrera resistiva dada por la geometría de la rendija es suficiente para estabilizar la picadura [18,67]. Cuando se produce la ruptura de la película de productos de corrosión que cubre las picaduras, la solución de éstas se mezclará con la solución de la rendija conduciendo a la acidificación de la solución dentro de la rendija [68]. El picado metaestable es un proceso que ocurre a potenciales menores al correspondiente a la propagación de picaduras estables [18]. Hay que señalar que este mecanismo sólo se aplica para corrosión en rendijas de metales y aleaciones pasivas que sufren picaduras en soluciones de cloruros. Shinohara y Chen [69,70] presentaron evidencias visuales de la iniciación de la corrosión en rendijas por picado.

En resumen, el proceso de corrosión en rendijas que ocurre en condiciones naturales puede caracterizarse de la siguiente manera. Inicialmente, cuando un metal con una rendija es puesto en una solución neutra de cloruros en contacto con el aire, las reacciones electroquímicas tendrán la misma velocidad tanto en la superficie como dentro de la rendija, lo que provoca corrosión uniforme. La concentración de oxígeno disuelto en el electrolito de la rendija disminuye con el tiempo de exposición como resultado de la transferencia de masa, por lo cual el sistema comienza a funcionar como una celda de aireación diferencial. El metal dentro de la rendija actúa como un ánodo mientras que el metal de la superficie en contacto con la solución electroquímica actúa como cátodo. Los iones metálicos producidos dentro de la rendija son transportados lentamente por la difusión y la migración, mientras que la hidrólisis de estos iones lleva a que el pH decrezca en forma gradual dentro de la rendija. Para mantener la neutralidad de la carga, aniones (principalmente cloruro) migran dentro de la rendija. Cuando la acidez localizada alcanza un valor crítico, la capa pasiva se vuelve inestable y la ruptura de la pasividad lleva al inicio de la corrosión localizada [68,71-73]. En la **Figura 19** se resume el proceso de corrosión en rendijas.

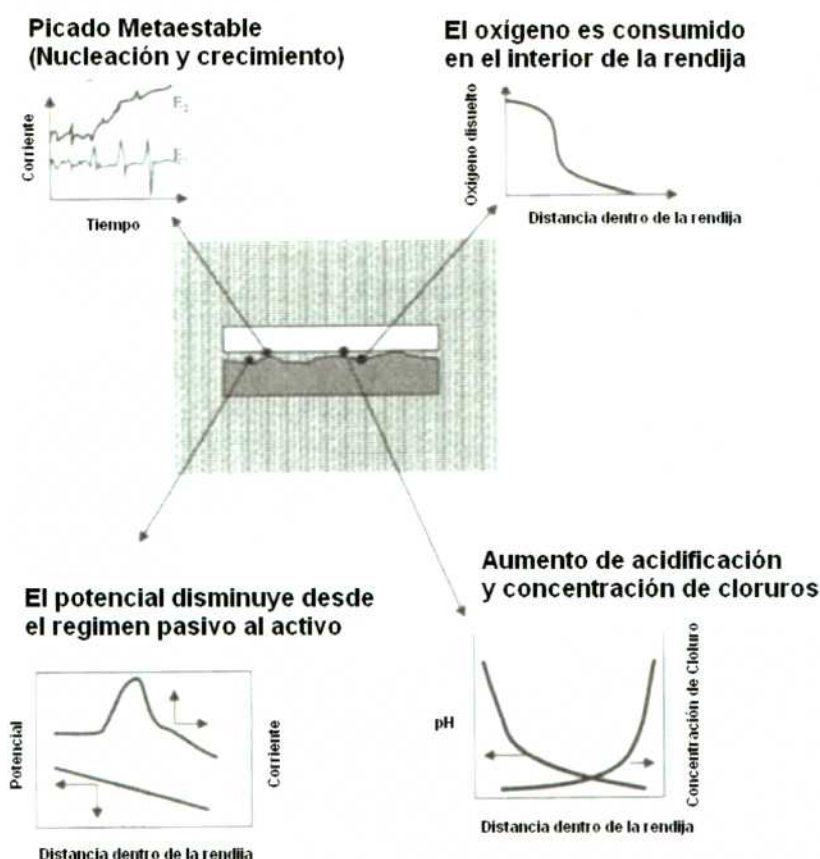


Figura 19: Esquema del inicio de la corrosión en rendijas [71].

1.4.2.2 Mecanismo de Acidificación Localizada

Galvele *et al.* [17,74] presentaron un mecanismo de acidificación localizada que permite explicar lo observado experimentalmente con los metales frente al picado, y además explica la existencia de un potencial por encima del cual se produce el picado. Las reacciones anódicas y catódicas que pueden ocurrir durante el proceso de picado son las siguientes:



Galvele notó que, para la mayoría de los metales, el potencial de equilibrio de la reacción de disolución del metal (**Hemi-reacción i**) se encontraba por encima del potencial de la reacción de desprendimiento de hidrógeno (**Reacción ii**). Por esta razón mecanismos desarrollados anteriormente tenían la restricción de cumplirse sólo para una serie de metales, y no para todos [17,74].

Para su mecanismo, Galvele consideró una picadura cilíndrica unidireccional de paredes pasivas, en cuyo fondo se produce la disolución anódica del metal (**Figura 20**).



La disolución anódica (**Reacción iii**) se asume que ocurre en presencia de una sal de sodio de un anión no acomplejante y que el pH del electrolito puede tener cualquier valor. Se considera que la reacción de disolución es seguida por una serie de equilibrios de hidrólisis que se alcanzan rápidamente [17,75].

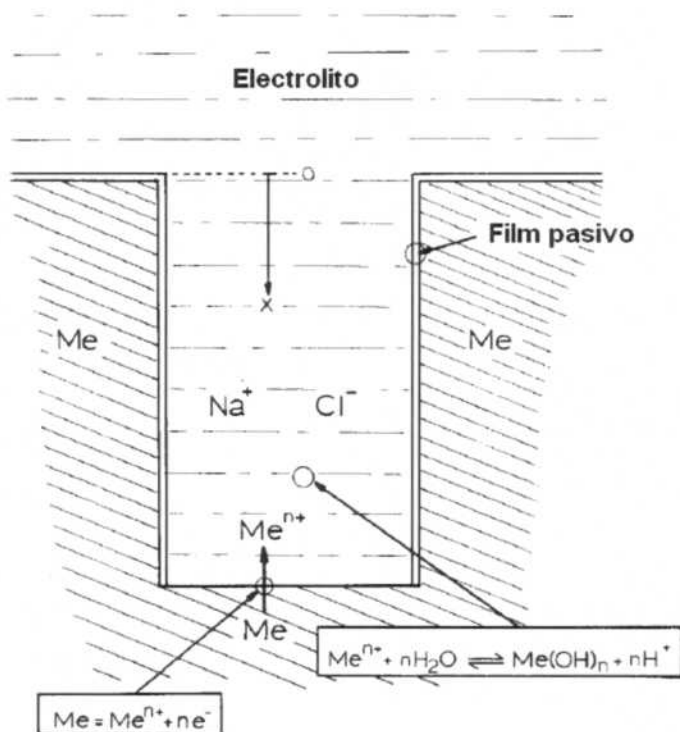


Figura 20: Modelo de picadura monodimensional utilizado por Galvele en sus cálculos [75].

La hidrólisis del catión metálico disuelto (**Reacción iii**), produce la acidificación localizada del medio. El modelo presentado inicialmente considera que el seno de la solución actúa como electrolito de soporte, de modo tal que el único mecanismo de transporte relevante es la difusión [17,75].

El estudio de los procesos de transporte iónico y los equilibrios de hidrólisis dentro de una picadura indican que hay un valor crítico de $x.i$ por encima del cual el metal deja de permanecer pasivo. A partir de los cálculos de equilibrios de hidrólisis mencionados anteriormente, es posible obtener un diagrama de concentración iónica en que se grafican concentraciones iónicas en la ordenada y el producto $x.i$ en la abscisa. Los resultados obtenidos indican que existe un valor crítico del parámetro $x.i$ a partir del cual se produce la depasivación del metal en el fondo de la picadura. En estas figuras se observa que la concentración de H^+ aumenta bruscamente al acercarse a un valor de $x.i \approx 10^{-6}$ A/cm. Como la densidad de corriente en una picadura que inicia puede superar valores de 1 A/cm^2 , se encuentra que, contrariamente a lo sugerido por Vetter y Strehblow, el cambio de pH se vuelve significativo para picaduras de tan solo 10^{-6} cm. Una falla en el óxido pasivante es un camino de difusión lo suficientemente largo como para producir cambios importantes en el pH [17,75].

El modelo de acidificación localizada explica la existencia del potencial de repasivación (E_R). Si el sistema sobrepasa el valor crítico de $x.i$, una picadura comenzará a crecer (**Figura 21a**). Debido a la propagación del picado, el valor de x aumentará con el tiempo (**Figura 21b**). Si el potencial disminuye, la densidad de corriente i también lo hará, pero la picadura seguirá creciendo puesto que el valor de $x.i$ sigue siendo superior al

crítico. Llegará un momento en que la picadura dejará de crecer puesto que al disminuir el valor de i , el parámetro $x \cdot i$ alcanzará un valor inferior al crítico (**Figura 21c**) [17,75].

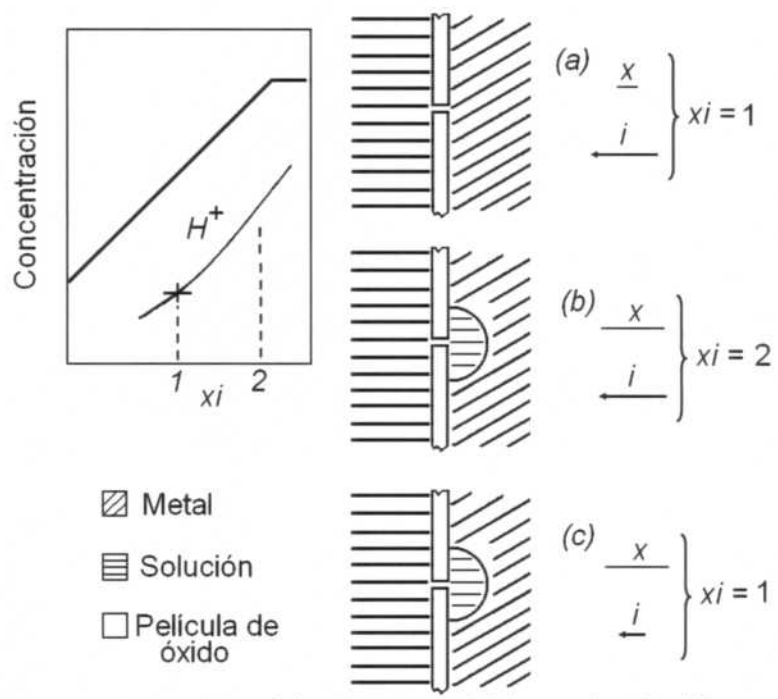


Figura 21: Eventos que conducen a la aparición de un potencial de repasivación diferente del potencial de picado.

Para Galvele *et al.*, dentro de la picadura ocurren una serie de reacciones, las cuales se ven esquematizadas en la **Figura 22** [17,75]. Si el potencial está en el punto 1, la reacción catódica predominará sobre la anódica, los protones se consumirán y se producirá una solución alcalina dentro de la picadura y la misma se pasivará. Si el potencial está en el punto 3, la reacción de producción de protones superará a la de consumo de los mismos y se tendrá una acidificación dentro de la picadura. Finalmente, en el punto 2, la producción de protones será igual a su consumo. Este potencial es el potencial de corrosión del metal en la solución dentro de la picadura (E_C^*). Es el potencial mínimo al que se puede mantener una solución ácida dentro de la picadura [17,75].

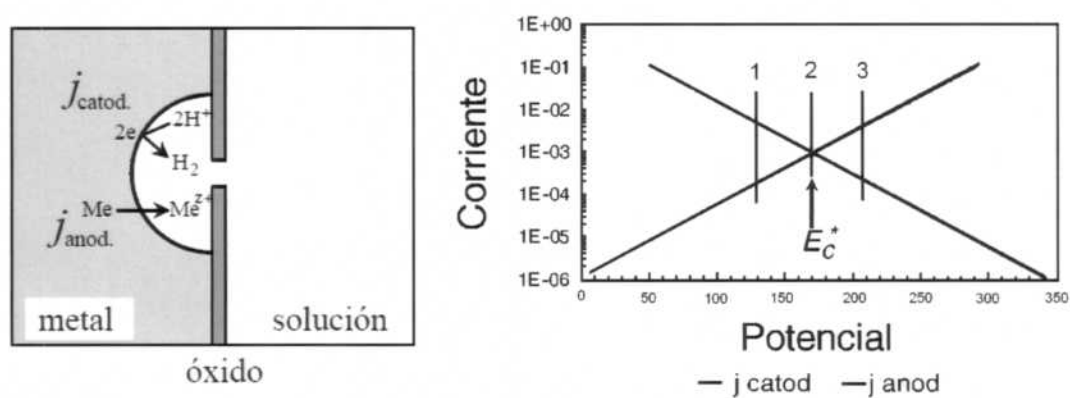


Figura 22: Representación esquemática de las reacciones electroquímicas anódica y catódica que se desarrollan dentro de la picadura (**Reacciones i y ii**). Los valores de las escalas son arbitrarios.

Galvele *et al.* concluyeron que el E_p no está relacionado con ningún equilibrio termodinámico, sino que está determinado por las condiciones cinéticas dentro de la

picadura y será igual o levemente superior al potencial de corrosión del metal en la solución ácida dentro de la picadura [17,75]:

$$E_p \geq E_C^* \quad (5)$$

Como se señaló con anterioridad, hay un potencial por debajo del cual no es posible mantener la acidificación localizada en la interfaz metal-solución, siendo éste el de corrosión del metal en la solución dentro de la picadura (E_C^*). Al determinar los potenciales de picado, se debe adicionar una polarización positiva (η) a efecto de imponer circulación de corriente dentro de la picadura y asegurar el mínimo valor de x.i necesario para la acidificación localizada. Debido a estos valores de densidad de corriente altos, aparece una contribución óhmica debida al campo eléctrico dentro de la picadura (Φ), que es función de la concentración del ion agresivo. Además, debe tenerse en cuenta el efecto de inhibidores en la solución, que se manifiesta como un aumento en el potencial (E_{inh}) que permite alcanzar valores mayores de x.i. De esta forma E_p estará dado por la siguiente ecuación [17,75]:

$$E_p = E_C^* + \eta + \Phi + E_{inh} \quad (6)$$

Los aleantes pueden modificar los valores de E_p actuando sobre E_C^* y η . Esta ecuación se ha verificado para diversos metales y aleaciones, encontrándose una muy buena correlación entre los valores calculados y los experimentales [17].

1.4.2.3 Susceptibilidad a la Corrosión en Rendijas

Son variados los métodos electroquímicos que se emplean para evaluar la susceptibilidad a la corrosión en rendijas. La mayoría de ellos, utilizan al potencial de repasivación como el parámetro clave para la evaluar la resistencia de un material frente a este tipo de corrosión localizada.

El método más comúnmente utilizado se basa en una curva de polarización potenciodinámica en la cual se invierte el sentido del barrido una vez que se alcanzó una densidad de corriente determinada (comúnmente 5 mA/cm^2). El método es conocido como Polarización Potenciodinámica Cíclica (de sus siglas en inglés CPP: Cyclic Potentiodynamic Polarization) [18,76,77]. En la **Figura 23** se observa una curva representativa obtenida a partir del método CPP. Los potenciales críticos que se obtienen mediante este método son los de ruptura de la pasividad y de repasivación. Existen distintos criterios para definirlos, los más utilizados se indican a continuación (**Figura 23**) [18].

- ⇒ Ruptura de la pasividad (*breakdown*): E_{20} es el potencial al cual la densidad de corriente en el barrido directo de potenciales es de $20 \mu\text{A/cm}^2$.
- ⇒ Repasivación (E_R): E_{R1} es el potencial al cual la densidad de corriente en el barrido inverso de potenciales disminuye por debajo de $1 \mu\text{A/cm}^2$; y E_{CO} (*cross over*) es el potencial al cual las curvas de barrido de potenciales directo e inverso se cruzan.

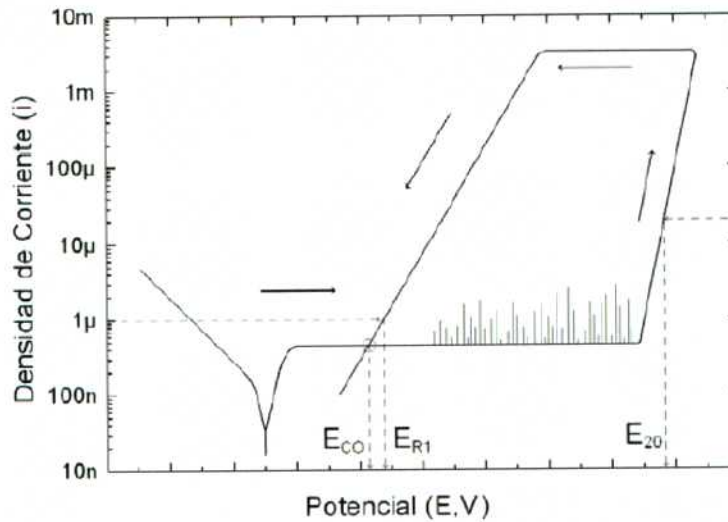


Figura 23: Método CPP para la determinación del potencial de repasivación.

Otro método, denominado potenciodinámico-potenciostático-potenciodinámico consiste en realizar paradas de potencial por cierto período de tiempo por encima del potencial de inicio de la corrosión en rendijas. Sin embargo, bajo el control potenciostático, la corriente aplicada puede variar significativamente con el tiempo lo cual afecta la reproducibilidad de los resultados [71]. Para solucionar esto, se utiliza el método desarrollado por Tsujikawa y Hisamatsu (THE). El mismo ha sido normalizado recientemente (ASTM G 192) [71]. El método THE se presenta esquemáticamente en la **Figura 24** y consta de una serie de tres etapas:

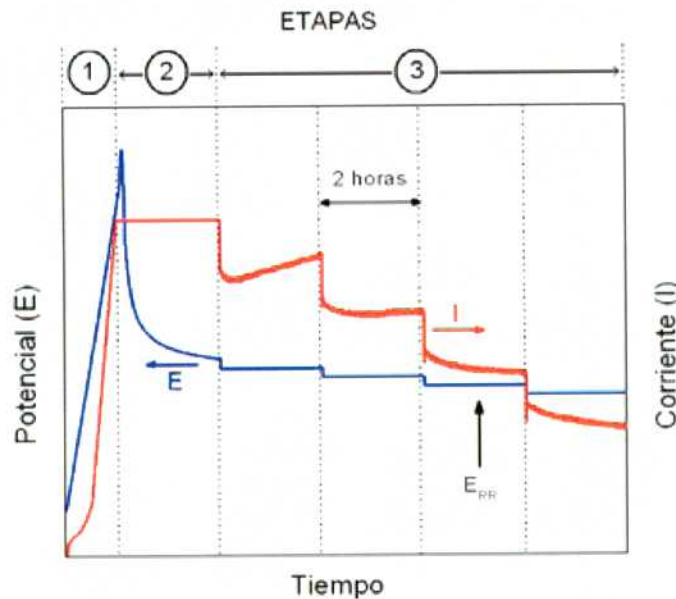


Figura 24: Esquema del método de THE para la determinación de E_R de la corrosión en rendijas.

- 1) Polarización potenciodinámica lenta hasta alcanzar un valor de corriente anódica preestablecido.
- 2) Polarización galvanostática al mismo valor de corriente alcanzada durante 2 horas.

- 3) Polarización potencioestática en escalones de 10 mV en el sentido catódico, durante 2 horas por cada escalón, hasta que la corriente registrada no se incremente en el tiempo.

Según el método THE, el potencial de repasivación se define como el mayor potencial al cual la densidad de corriente no se incrementa con el tiempo. Sin embargo en ciertos casos, la densidad de corriente no se incrementa durante un periodo de tiempo a un potencial constante elevado, pero sí lo hace en un periodo subsiguiente de potencial constante menor, indicando que continúa la corrosión localizada. Esto llevó a redefinir el potencial de repasivación como el mayor potencial al cual la densidad de corriente no aumenta con el tiempo, ni tampoco lo hace a menores potenciales [76].

Teniendo en cuenta esta nueva definición del potencial de repasivación y con el inconveniente de que la duración del ensayo para determinar E_R a través del método THE es elevado, Mishra y Frankel [76] propusieron una modificación en la tercera parte del método anterior. Estos autores proponen el método Potenciodinámico-Galvanostático-Potenciodinámico (PD-GS-PD) para determinar el potencial de repasivación. Este método consta de tres partes:

- 1) Polarización potenciodinámica lenta hasta alcanzar un valor de corriente anódica preestablecido.
- 2) Polarización galvanostática al mismo valor de corriente alcanzada durante 2 horas.
- 3) Polarización potenciodinámica en barrido inverso hasta alcanzar una corriente negativa.

Para este método, el potencial de repasivación es el potencial al cual la curva potenciodinámica de barrido inverso alcanza la zona de pasividad dada por la curva potenciodinámica en el primer paso de este método. En otras palabras, el E_R será el correspondiente al cruce de las curvas potenciodinámicas [76]. En la **Figura 25** se presenta esquemáticamente el método desarrollado por Mishra y Frankel.

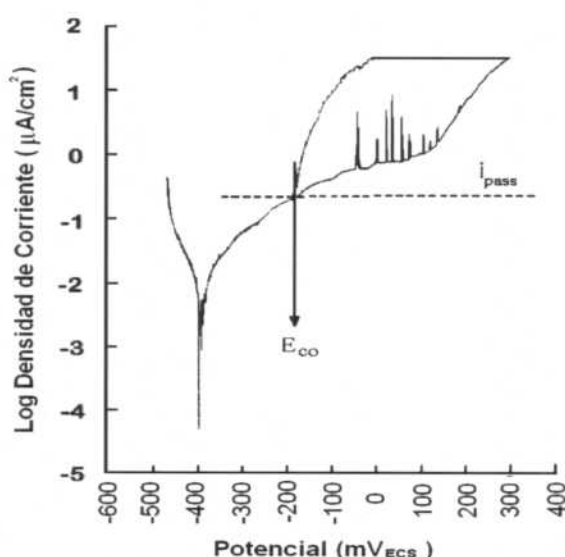


Figura 25: Gráfico representativo del método PD-GS-PD para la determinación del E_R de la corrosión en rendijas.

El método THE y el método PD-GS-PD (utilizado en este trabajo) se diferencian únicamente en la etapa de repasivación (3er etapa) [78]. Con el método PD-GS-PD se ha estudiado la corrosión en rendijas de la aleación C-22 y se han alcanzado resultados similares a los obtenidos a partir del método THE, dependiendo de la concentración del electrolito [78]. Este método cuenta con la ventaja de que es simple y el tiempo de experimentación es mucho menor [76].

Otra parámetro indicativo del grado de susceptibilidad a la corrosión en rendijas (y al picado) de las aleaciones son el PREN ó PRE (*Pitting Resistance Equivalent Number*), el CPT (*Critical Pitting Temperature*) y CCT (*Critical Crevice Temperature*) [18,68,79]. Estos parámetros son frecuentemente utilizados como una medida de la resistencia a la corrosión localizada de la aleación en función de la composición de la misma. La **Ecuación (7)** corresponde al parámetro PREN. El mismo fue desarrollado originalmente para aceros inoxidable, y luego modificado para aleaciones en base níquel. [18,79] Cuando mayor es este valor, mayor resistencia tiene la aleación a la corrosión localizada [68].

$$\text{PREN} = \% \text{Cr} + 3,3(\% \text{Mo} + 0,5\% \text{W}) \quad (7)$$

Las temperaturas críticas para el picado (CPT) y la corrosión en rendijas (CCT) de aceros inoxidable se han correlacionado con el PREN. Las CPT y CCT aumentan linealmente con PREN, siendo siempre $\text{CPT} > \text{CCT}$ [79,80].

1.4.2.4 Efecto de la Temperatura

La temperatura es una variable fundamental que afecta significativamente la cinética de los procesos de corrosión. Los contenedores de residuos estarán sometidos a un régimen térmico determinado por la liberación de calor de los residuos y la disipación del mismo a través del repositorio [3]. Consecuentemente, el estudio del efecto de la temperatura sobre la susceptibilidad a la corrosión localizada es de gran relevancia.

La mayoría de las reacciones químicas y electroquímicas se aceleran con el aumento de la temperatura y esto indica que las velocidades de corrosión aumentarán con el aumento de la temperatura, tal como lo afirma la ecuación de Arrhenius. La ley de Arrhenius, sin embargo, es válida en un rango no muy amplio de temperaturas [81]. Este es el resultado de muchos procesos que ocurren de forma interrelacionada con la variación de la temperatura y son afectados de diferente forma con el cambio de ésta.

Szklarska-Smialowska presenta una serie de procesos que pueden ocurrir en simultáneo e influir sobre el comportamiento a la corrosión por picado/rendijas [68]:

- ⇒ Disolución pasiva de la aleación.
- ⇒ Crecimiento de una película pasiva.
- ⇒ Cambios en las propiedades de la película pasiva (por ejemplo a altas temperaturas la película del óxido puede ser más defectuosa).
- ⇒ Disolución de una película pasiva.
- ⇒ Difusión de una o varias especies a través de la película pasiva.
- ⇒ Difusión de iones desde y hacia la picadura/rendija.
- ⇒ Formación de una película de alguna sal en el interior de la picadura/rendija.

Se ha reportado que el potencial de repasivación de la aleación C-22 disminuye en forma lineal con la temperatura [82,83]. La temperatura crítica por encima de la cual la corrosión localizada es posible varía entre 30 y 60 °C, de acuerdo al método utilizado para determinarla [84].

Algunos autores sostienen que una vez iniciada la corrosión en rendijas a una temperatura dada, la misma puede propagarse a menores temperaturas. Se indica de esta forma que la temperatura tiene un efecto análogo al del potencial sobre la susceptibilidad a la corrosión en rendijas [85]. Valen y Gartland hallaron que el efecto de la temperatura sobre la corrosión en rendijas de aceros inoxidable es análogo al del potencial. Una vez iniciado el ataque localizado, el mismo es capaz de propagarse a menores temperaturas, existiendo una temperatura de iniciación y otra de repasivación [85].

Existen pocos trabajos sobre la influencia de la variación de la temperatura sobre la corrosión en rendijas. Por otro lado existe abundante bibliografía del comportamiento del potencial de picado con la variación de la temperatura y dado que los mecanismos de picado y de corrosión en rendijas son idénticos (los procesos de transporte iónico en el picado y en la corrosión en rendijas se diferencian únicamente en el camino de difusión [17]), el comportamiento general del picado con la temperatura es comparable al de corrosión en rendijas.

Un ejemplo del comportamiento del potencial de picado con la temperatura está dado en la **Figura 26** en la que realizaron ensayos electroquímicos de diversos aceros inoxidable en solución de NaCl al 3%. Se observa una dependencia lineal del potencial de picado con la temperatura, de la misma forma que se ha observado para los potenciales de repasivación de varias aleaciones [82,83].

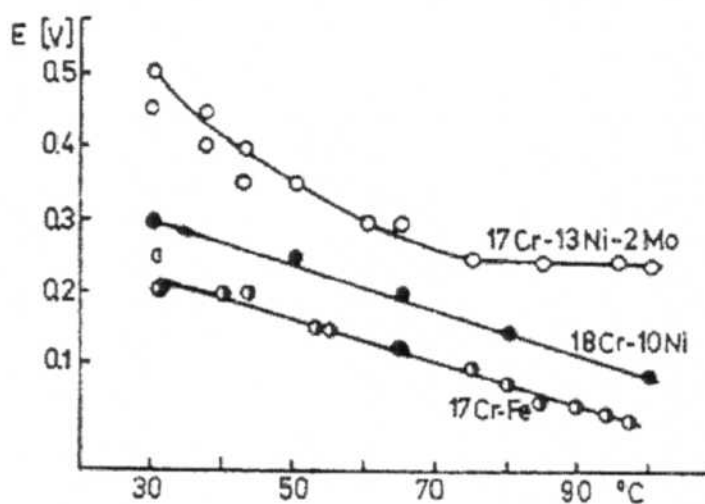


Figura 26: Dependencia del potencial de picado con la temperatura para diferentes aceros inoxidable en solución de NaCl al 3% [86].

Carranza y Álvarez aseguran que el potencial de picado de la aleación 800 en soluciones de cloruro disminuye con el aumento de la temperatura hasta 200 °C inclusive, pero a temperaturas más elevadas el potencial de picado se mantiene casi constante (**Figura 27**). La morfología de las picaduras también depende de la temperatura; picaduras aisladas y profundas se observaron por debajo de 200 °C, mientras que a mayor temperatura se detectó una transición a hacia una morfología más amplia, profunda y generalizada de ataque. La película pasiva es más porosa al aumentar la temperatura. El efecto de la temperatura sobre las propiedades de la película pasiva y el picado de la aleación 800 también fue examinado por espectroscopía de impedancia electroquímica y

mediante curvas de polarización en un sistema redox $\text{Fe}(\text{CN})_6^{-3}/\text{Fe}(\text{CN})_6^{-4}$ [87]. La comparación de las mediciones de impedancia en soluciones de sulfato y cloruro sugiere que los iones Cl^- son los responsables del debilitamiento de las propiedades de la película pasiva. Según estos autores, la película pasiva formada sobre la aleación 800 en una solución de cloruro es un semiconductor de tipo p en el rango de temperatura de 60 °C a 310°C y por lo tanto, el tipo de conductividad no controla la susceptibilidad a la degradación de la película pasiva en esta aleación. Los autores concluyeron que el cambio en el comportamiento frente al picado está relacionado con un aumento de la porosidad de la película, la cual reduce la resistencia de la aleación [87].

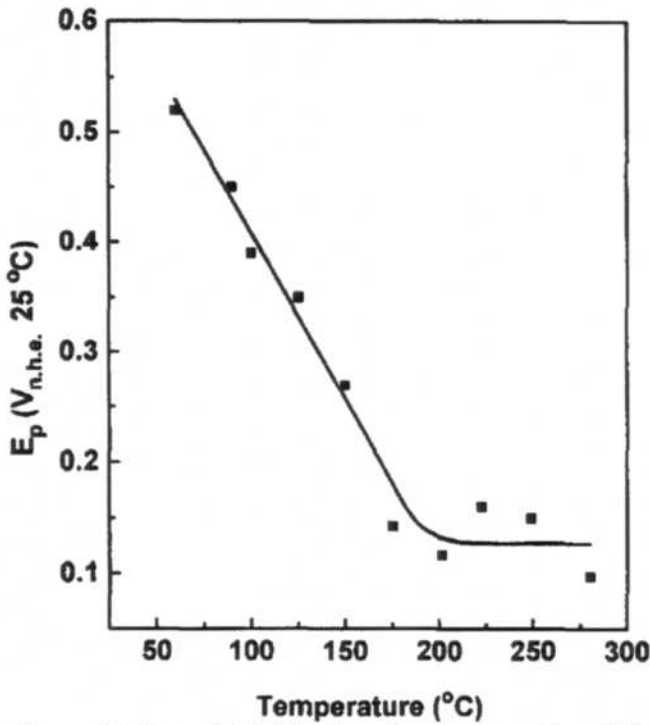


Figura 27: Potencial de Picado vs Temperatura, V_{NHE} [87].
(Potenciales medidos respecto del Electrodo Normal de Hidrógeno)

Lin *et al.* [88] midieron el potencial de picado del acero inoxidable 304 entre 100 y 250 °C, en solución de 0,01 mol/L de NaCl. La aleación fue previamente tratada térmicamente a 650 °C por un periodo de 12 hs. En el mismo trabajo se realizaron dos mediciones diferentes, se midió en primer lugar la dependencia del potencial de picado con la temperatura con métodos potenciostáticos, y luego con métodos potenciodinámicos (**Figura 28**). Los potenciales de picado disminuyeron de forma lineal entre 100 °C a 150 °C, pero a mayor temperatura el potencial de picado se mantuvo casi constante, independientemente del método de registro utilizado (potenciostático o potenciodinámico). Se encontró que por debajo de 150°C la morfología de la picadura fue aislada y profunda, ubicadas principalmente cerca de las inclusiones. Por otro lado el tipo de ataque fue más superficial a temperaturas más elevadas. Este cambio en la morfología del ataque fue interpretado como un cambio significativo en las propiedades de la película pasiva ocurrido a temperaturas mayores a 150 °C.

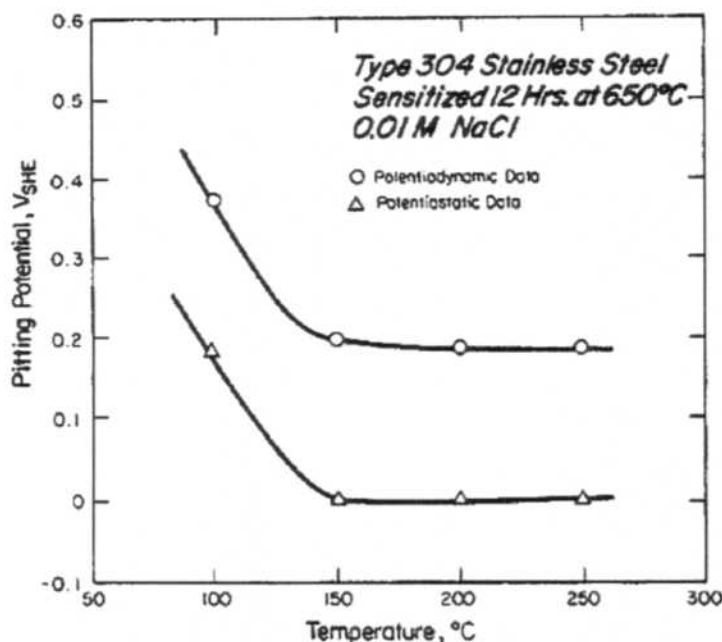


Figura 28: Potencial de picado vs Temperatura para acero inoxidable 304 en NaCl 0,01 mol/L [88].

Andresen [89] ha indicado que el potencial de picado de la aleación C-276 es significativamente mayor que la del acero inoxidable 304 en solución concentrada de NaCl en un rango de temperatura de 20°C a 250°C. Sin embargo, la dependencia hallada por ellos entre el potencial de picado y la temperatura fue muy similar.

Kritzer *et al.* [90] estudiaron el potencial de picado de la aleación Inconel 625 en soluciones diluidas de HCl y oxígeno (que se obtuvo de la descomposición de H₂O₂) en un rango de temperatura que superó los 500°C. Se observó picado entre 130°C y 250°C. Para temperaturas por encima de 250 °C, la morfología de las picaduras cambió desde picaduras poco profundas hasta corrosión general, causada por la disolución transpasiva del Cr. El picado comenzó a las temperaturas de 210 y 130 °C en soluciones neutras y acidificadas, respectivamente.

Szklarska-Smialowska [68] indica que los aceros inoxidables y las aleaciones base níquel que contienen Cr como el principal componente de aleación presentan una dependencia similar del potencial de picado con la temperatura. Se registra en todos los casos una fuerte disminución del potencial de picado con el aumento de la temperatura, comenzando a temperaturas cercanas a 20 °C y llegando hasta temperaturas de 125-150°C. Por encima de estas temperaturas el potencial de picado se mantiene casi constante hasta aproximadamente temperaturas de 300 °C, o bien aumenta ligeramente con la temperatura.

1.4.3 Corrosión Bajo Tensión

La Corrosión Bajo Tensión (CBT), también llamada fisuración inducida por el medio ambiente, es un fenómeno por el cual materiales dúctiles se comportan como materiales frágiles al ser sometidos a tensiones de tracción, en presencia de ciertos medios corrosivos. Como producto de este comportamiento pueden presentar fisuras si se lo solicita a tensiones muy inferiores a las de ruptura. Para que este fenómeno ocurra, se necesita la presencia simultánea de tres factores: una microestructura susceptible, tensiones de tracción aplicadas o residuales y un ambiente agresivo [17]. No se hará más referencia a este tipo de degradación en el presente trabajo.

2 Objetivos

El objetivo del presente trabajo es evaluar el efecto de la temperatura sobre el comportamiento frente a la corrosión localizada de aleaciones base níquel consideradas para repositorios nucleares. La evaluación de aleaciones con diferente composición química permitirá establecer el efecto de los aleantes sobre la resistencia a la corrosión localizada de este tipo de aleaciones.

Se busca definir temperaturas críticas por debajo de las cuales la corrosión en rendijas no se inicie ni se propague.

3 Desarrollo Experimental

Para la caracterización del comportamiento de las aleaciones que forman parte de este trabajo en los medios especificados se utilizaron diversas técnicas electroquímicas, tales como la realización de curvas de polarización potenciodinámica, monitoreo del potencial de corrosión (E_{CORR}), espectroscopía de impedancia electroquímica (EIS), determinación del potencial de repasivación (E_{CO}), entre otras. En este capítulo se presentarán los detalles experimentales de las técnicas utilizadas.

3.1 Materiales

Se realizaron probetas a partir de planchas de las aleaciones 625 (N06625), C-22 (N06022), C-22HS (N07022) y HYBRID-BC1 (N10362). La composición química de las aleaciones base níquel mencionadas se encuentra en la **Tabla 9**.

Aleación	Ni	Cr	Mo	W	Fe	Co	Si	Mn	C	V	Al	B	Cb+Ta
625	62	21	9	0	5	1	0,5	0,5	0,1	0	0,4	0	3,7
C-22	56	22	13	3	3	2,5	0,08	0,5	0,01	0,35	0	0	0
C-22HS	61	21	17	1	2	1	0,08	0,8	0,01	0	0,5	0,006	0
HYBRID-BC1	62	15	22	0	2	0	0,08	0,25	0,01	0	0,5	0	0

Tabla 9: Composición química de las aleaciones expresadas como porcentajes en peso.

La microestructura original de estas aleaciones consiste en una solución sólida con estructura cristalina fcc, obtenida por tratamiento térmico de solubilizado en fábrica (*Solution Annealing* ó MA: *Mill Annealing*). Las temperaturas de solubilizado se hallan en el rango de 1050-1200 °C, de acuerdo a la composición de cada aleación en particular. En algunos casos, principalmente en la aleación 625, se ha observado una pequeña cantidad de carburos primarios, ricos en Mo, del tipo M_6C [28]. Las aleaciones de este trabajo se utilizaron en la condición metalúrgica MA, es decir que no se les realizó ningún tratamiento termomecánico posterior. Las probetas fueron pulidas con papel abrasivo de carburo de silicio, finalizándose el acabado superficial con papel número 600. Se lavaron con alcohol y agua destilada. Esta operación se realizó dentro de la hora previa al comienzo de cada ensayo electroquímico.

3.1.1 Probetas Prismáticas

La probeta prismática posee la forma de un paralelepípedo de dimensiones aproximadas 12×12×15 mm. En la **Figura 29c)** se muestra una imagen representativa de la probeta. Este tipo de probetas es una variación de las que corresponden a la norma ASTM G5-94 [91]. Para la realización del ensayo, la probeta se rosca a una varilla metálica que se utiliza como contacto eléctrico, la cual se introduce en un portaprobeta de vidrio y es aislada de la solución con una junta de PTFE (Politetrafluoretileno). Esta junta determina una rendija de aproximadamente 0,75 cm² de superficie. Se aplica un torque

adecuado a la rosca para evitar el pasaje de solución hacia la zona del contacto eléctrico con la varilla roscada. El área de la muestra expuesta a la solución es de 10 cm² aproximadamente. En la **Figura 30b)** se presenta el dispositivo experimental armado, junto con sus componentes.

Las probetas prismáticas resultan adecuadas para el estudio de la corrosión general de las aleaciones, en los estados activo y pasivo. Estas probetas no son adecuadas para el estudio de la corrosión en rendijas debido a la ausencia de una geometría apta para el formador de rendijas. La rendija determinada por la junta del tapón de PTFE no es lo suficientemente severa como para inducir la corrosión localizada de las aleaciones base níquel en forma reproducible, aun en condiciones moderadamente agresivas [18,64].

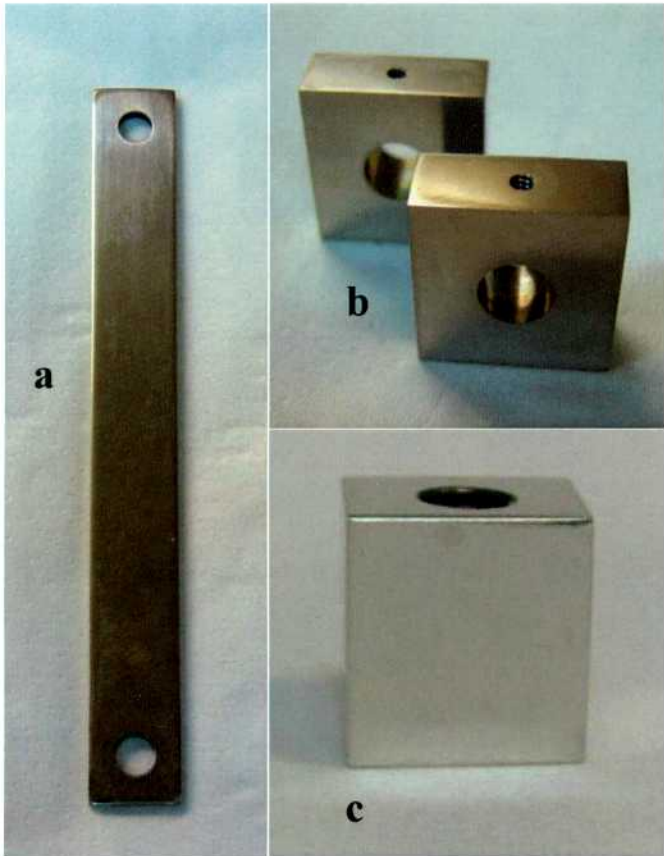


Figura 29: a) Probeta M CA, b) Probeta PCA, c) Probeta Prismática.

3.1.2 Probetas PCA

Las probetas PCA (*Prism Crevice Assembly*) se fabricaron de acuerdo a la norma ASTM G192-08 [92] (**Figura 29b**). Consisten en un paralelepípedo de dimensiones aproximadas 19×19×9,5 mm, con un orificio central circular de 7,5 mm de diámetro. Dos formadores de rendijas de material cerámico cubierto con cinta de PTFE (Politetrafluoretileno ó Teflón[®]) se ajustan contra las caras de la probeta con un torque de 5 Nm, mediante un tornillo de titanio introducido a través del orificio central. Los formadores de rendija utilizados se basan en la geometría descrita en la norma ASTM G 48 [93]. El formador de rendija utilizado en los ensayos posee un diámetro externo de 16 mm y un diámetro interno de 7 mm. Cada formador de rendija posee un total de 12 dientes. De esta forma, el material entra en contacto con el formador de rendijas a través de 24 dientes (12 dientes de cada lado). El tornillo se envuelve con cinta de PTFE

para evitar el contacto eléctrico con la probeta. Cada probeta se rosca a una varilla metálica que se utiliza como contacto eléctrico y se introduce en un portaprobetas. Esta varilla se aísla de la solución mediante una junta de PTFE que determina otra rendija sobre la probeta en la parte superior (similar a la rendija de la probeta prismática). Se aplica un torque adecuado sobre la tuerca para evitar el pasaje de solución hacia la zona del contacto eléctrico con la varilla roscada. El área de la muestra expuesta a la solución es de 14 cm^2 aproximadamente (área ocluida aproximada: 2 cm^2). En la **Figura 30c** se presenta el dispositivo experimental armado, junto con todos sus componentes. El portaprobetas utilizado es similar al descrito para la probeta prismática.

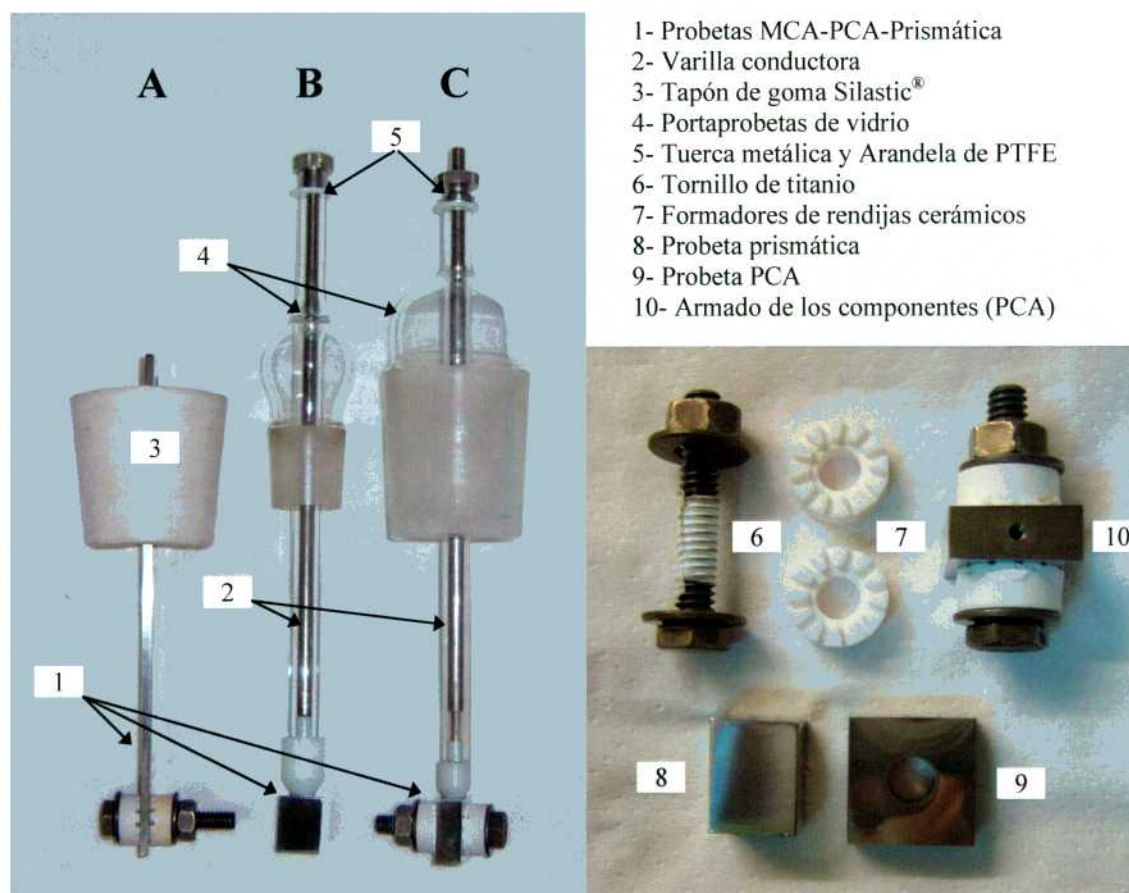


Figura 30: Portaprobetas armados A) MCA, B) Probeta Prismática C) PCA.

3.1.3 Probetas MCA

Las probetas MCA (*Multiple Crevice Assembly*) se fabrican basándose en una variación de la norma G192-08 [92] (**Figura 29a**). Consisten en una plancha de material de dimensiones aproximadas $17 \times 150 \times 3,2 \text{ mm}$, con un orificio central circular de $7,5 \text{ mm}$ de diámetro en cada extremo. Esto permite obtener 2 probetas de cada plancha. Tanto la disposición de los formadores de rendijas como el método de sujeción utilizado es el mismo que el de las probetas PCA. El área de la muestra expuesta a la solución es de $12,5 \text{ cm}^2$ aproximadamente (el área ocluida por los formadores es aproximadamente igual al de las probetas PCA). En la **Figura 30a** se presenta el dispositivo experimental armado, junto con todos sus componentes. No es posible la utilización de portaprobetas de vidrio dadas las dimensiones de la probeta, por lo que se fabrica una sujeción en forma de tapón construido en material de goma siliconada (Silastic®). El tapón cumple la función del

portaprobetas y permite aislar la probeta y la solución del medio ambiente. La aleación 625 fue la única ensayada con este tipo de probetas.

3.2 Equipamiento Utilizado

Los ensayos electroquímicos se realizaron utilizando un potenciostato AUTOLAB® PGSTAT30. Para la adquisición de los datos y para el ajuste de circuitos equivalentes de los ensayos de Espectroscopía de Impedancia Electroquímica se utilizó el software NOVA 1.6.

3.2.1 Celda Electroquímica

Se utilizaron dos celdas electroquímicas convencionales de tres electrodos. Junto al electrodo de trabajo (probeta) se colocó un contraelectrodo de platino de gran área (aproximadamente 50 cm²) y el electrodo de referencia. El electrodo de referencia utilizado fue de calomel saturado ($V_{ECS} = 0,244 V_{ENH}$). El electrodo de referencia, refrigerado por agua a temperatura ambiente, se montó en un compartimiento exterior a la celda. El mismo se conectó con la solución mediante un capilar de Luggin. La celda fue sumergida en un baño termostático de agua destilada y etilenglicol (1,2-Etanodiol). Se dispuso de un condensador refrigerado por agua para evitar el aumento de la concentración de la solución en la celda electroquímica por la evaporación del solvente. En la **Figura 31** se presenta el sistema experimental utilizado.

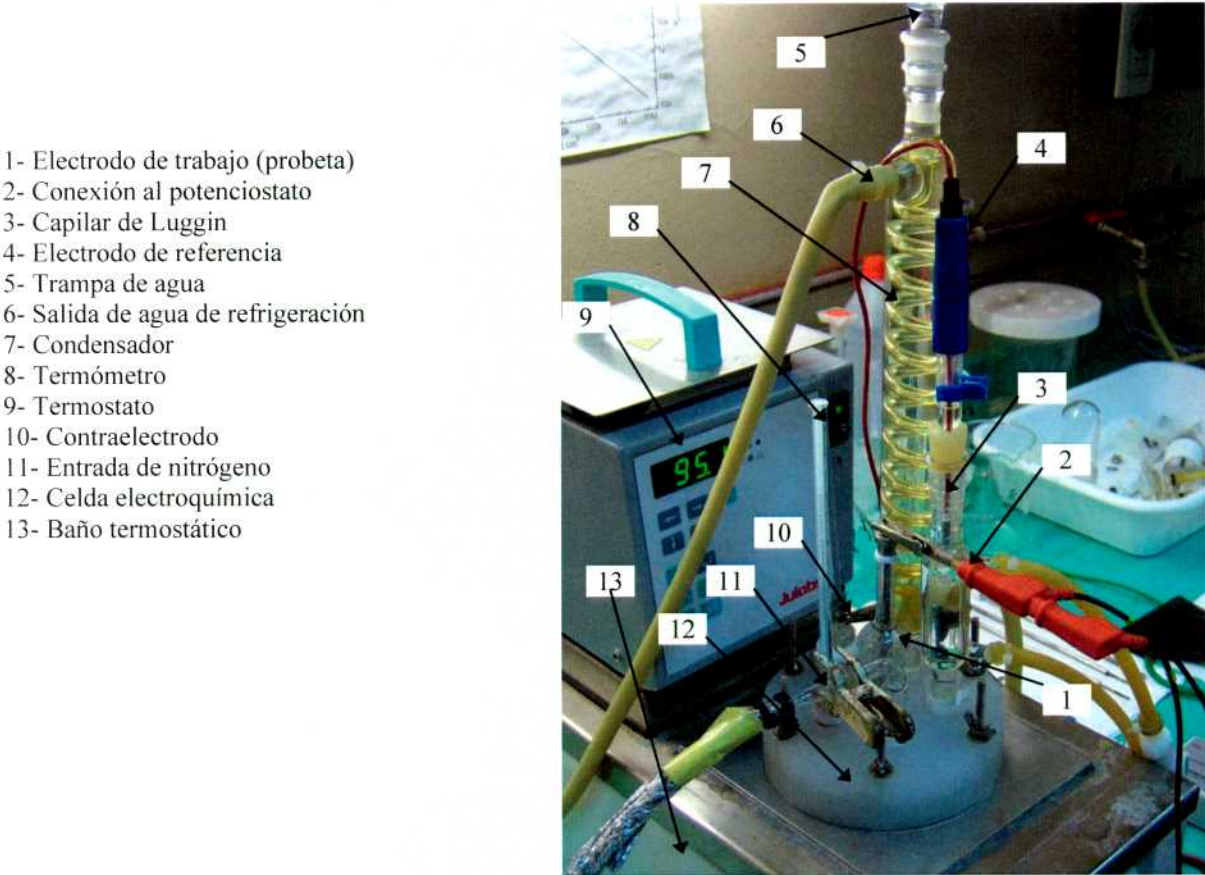


Figura 31: Celda electroquímica.

Todos los valores de potencial mencionados en el presente texto se darán con respecto a éste (V_{ECS}). Todos los ensayos se realizaron en condiciones desaireadas, para esto se desplazó el oxígeno disuelto en la solución mediante burbujeo de nitrógeno de alta pureza durante 60 minutos previos al ensayo y a lo largo de todo el mismo. En forma solidaria al condensador se acopló una trampa de agua con la finalidad de que no reingrese oxígeno a la solución que se busca desairear. La temperatura se mantuvo al valor preestablecido para cada ensayo con una precisión de ± 1 °C.

Para el estudio de la corrosión general se utilizó una celda electroquímica de vidrio Pyrex[®] de 500 cm³ de volumen, en la cual se introdujo 250 cm³ de solución. Para el estudio de la corrosión en rendijas se utilizó una celda electroquímica de vidrio Pyrex[®] de 1000 cm³ de volumen, en la cual se introdujo 500 cm³ de solución. La celda electroquímica se halla inmersa en el baño termostático. El control de temperatura se realizó utilizando un termostato JULABO[®] MV-4 con control de temperatura PID y una estabilidad de la temperatura de ± 0.01 °C.

3.3 Soluciones

Todas las soluciones utilizadas se prepararon con reactivos de calidad analítica y agua de resistividad 18 M Ω .cm, obtenida por medio de los purificadores Milli RO Plus[®] 10 y Milli Q-Plus[®] conectados en serie. Las soluciones utilizadas consistieron en:

- CaCl₂ de concentración 5 M (5 mol/L) para los ensayos electroquímicos de corrosión en rendijas.
- HCl de concentración 1 M (1 mol/L) y 3 M (3 mol/L) respectivamente para los ensayos de espectroscopía de impedancia electroquímica y seguimiento del potencial de corrosión.

Lo que se busca obtener con la selección de estas condiciones, es exponer a las aleaciones a los ambiente más severos posibles. Con la concentración $[Cl^-] = 10$ mol/L en las soluciones se asegura obtener un medio muy agresivo. Esta concentración se encuentra muy por encima de las concentraciones generalmente halladas de las aguas subterráneas, de los lugares donde se pueden colocar los contenedores de residuos radiactivos de alto nivel [32,94]. Las soluciones de HCl 1 mol/L y 3 mol/L se utilizan para evaluar la cinética de corrosión en condiciones similares a las que existen en una rendija activa. La temperatura máxima de 100 °C es cercana a la temperatura de ebullición del agua a presión atmosférica, la cual es la máxima temperatura a la que se halla presente la humedad necesaria para que se produzcan los procesos de corrosión a presión atmosférica.

Se desplazó el oxígeno disuelto en las soluciones mediante burbujeo de nitrógeno de alta pureza durante 60 minutos previos a cada ensayo y a lo largo de los mismos.

3.4 Técnicas Aplicadas

El estudio de la corrosión general y localizada requiere la utilización de diversas técnicas, fundamentalmente electroquímicas. En esta sección se describirán los fundamentos y las condiciones experimentales particulares de la aplicación de cada técnica. En algunas ocasiones, los ensayos realizados consisten en una combinación de dos o más técnicas electroquímicas en forma consecutiva.

Para el estudio de la corrosión general se realizó un seguimiento del potencial de corrosión en el tiempo seguido de ensayos de espectroscopía de impedancia electroquímica. Para el estudio de la corrosión localizada, se evaluó la susceptibilidad a la corrosión en rendijas a partir de la determinación del potencial de repasivación. Los ensayos realizados se complementaron con la observación de las probetas en los microscopios óptico (MO) y electrónico de barrido (MEB).

3.4.1 Determinación del Potencial de Repasivación

Existen varios métodos que permiten cuantificar el valor del potencial de repasivación (E_{CO}). En este trabajo se utilizó el método PD-GS-PD, desarrollado por Mishra y Frankel [76]. Los pasos de este método son los siguientes:

- Registro de E_{CORR} por 10 minutos.
- Aplicación de densidad de corriente catódica constante de 5-50 μA durante 5 minutos.
- 1º Paso: Aplicación de una rampa de potencial en el sentido anódico, a partir del potencial final del paso previo, con una velocidad de barrido de 0,167 mV/s y hasta un valor de corriente anódica igual a 30 -300 μA .
- 2º Paso: Aplicación de esta misma corriente (30 -300 μA , según el caso) durante 2 horas (modo galvanostático).
- 3º Paso: Barrido de potenciales en el sentido catódico hasta alcanzar una corriente negativa.

A partir de estas curvas se obtiene el valor de E_{CO} (CO: *Cross Over*). En la **Figura 32** se visualiza un ejemplo de la determinación del valor de E_{CO} por el método PD-GS-PD.

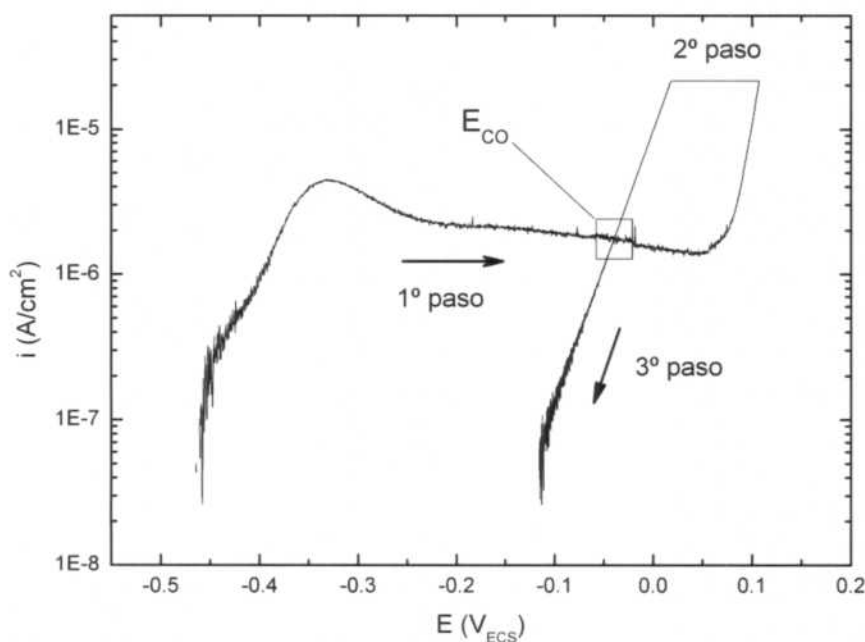


Figura 32: Determinación de E_{CO} por medio de un ensayo PD-GS-PD.

Los ensayos se realizaron por duplicado o triplicado. Las temperaturas de trabajo fueron de 20 a 100 °C, la temperatura se modificó en escalones de 10 °C. Por cada cambio de temperatura se renovó la solución de la celda electroquímica. Se mantuvo un ambiente desaireado durante todo el ensayo mediante el burbujeo de nitrógeno, necesario para una correcta determinación del potencial de repasivación. Se tomaron imágenes de las condiciones de la probeta a la finalización de cada ensayo.

3.4.2 Seguimiento del Potencial de Corrosión en el Tiempo

Se registró el potencial de corrosión (E_{CORR}) para evaluar su comportamiento en el tiempo, en diferentes condiciones experimentales, por períodos de 2 horas. Al finalizar este periodo, se realizaron mediciones de EIS que tuvieron una duración aproximada de 15 minutos.

Por cuestiones operativas, los ensayos de EIS se realizaron en dos series, de 30-60 °C y 70-100 °C. Para cada serie se renovó la solución que corresponde a cada ensayo. En la **Figura 33** se puede ver un ejemplo de seguimiento del potencial de corrosión (E_{CORR}) para la aleación 625 en HCl 1 mol/L a las temperaturas 30, 40, 50 y 60 °C y cómo se modifica la temperatura en función del tiempo. De la misma manera se realizó el ensayo también entre temperaturas 70-100 °C. Se requirió un promedio de 16 minutos de espera para que la temperatura de la solución alcance la estabilidad a cada nuevo ensayo.

En estos ensayos se utilizaron las probetas prismáticas, al igual que para todas las técnicas utilizadas para evaluar la corrosión generalizada, con la excepción de la aleación 625 en el que se utilizó el mismo tipo de probeta (MCA) que para el estudio de la corrosión localizada, pero sin los formadores de rendijas.

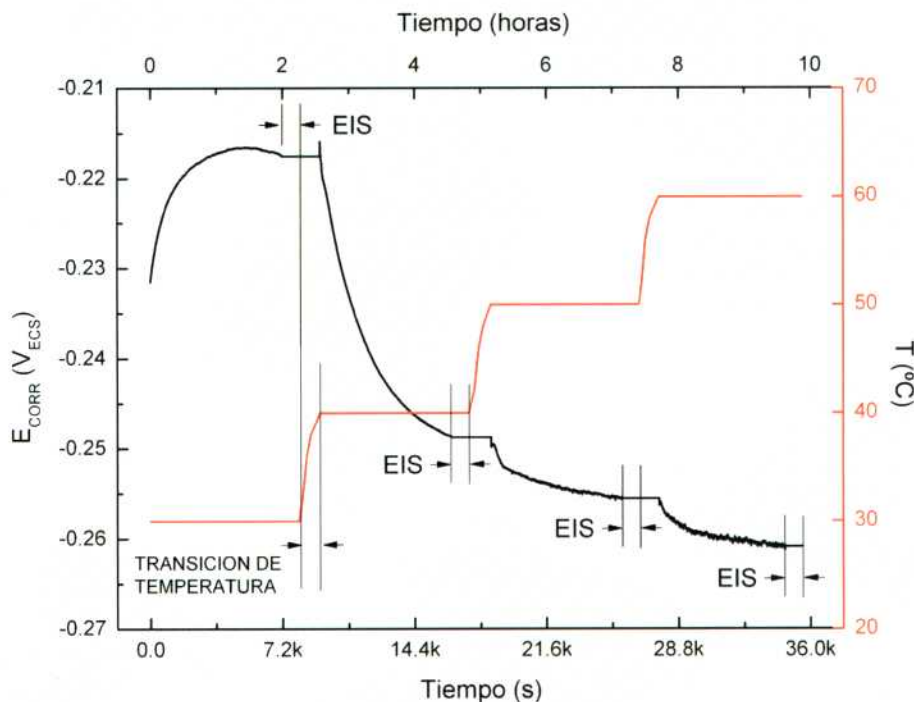


Figura 33: Ejemplo de registro de E_{CORR} y EIS de la aleación 625 en HCl 1 mol/L a 30, 40, 50 y 60 °C.

3.4.3 Espectroscopía de Impedancia Electroquímica (EIS)

Esta técnica permite calcular la velocidad de corrosión generalizada de un material metálico en un determinado medio. Es útil para distinguir los fenómenos de relajación propios del sistema en estudio que presentan diferentes constantes de tiempo. La aplicación de EIS a los procesos de corrosión de metales posibilita obtener información cinética sobre los mismos, estudiar sus mecanismos y evaluar la velocidad a la que ocurren.

Esta técnica se basa en la comparación de las señales de entrada y de salida de un sistema electroquímico. Esto se logra mediante la aplicación de un estímulo eléctrico controlado (potencial o corriente) a un sistema, estudiando la señal de salida (corriente o potencial). La magnitud de la perturbación debe ser pequeña para que el sistema se mantenga dentro del rango de comportamiento lineal. La señal eléctrica aplicada como perturbación es comúnmente una onda sinusoidal de potencial (E). De este modo, se obtiene como señal de salida una onda sinusoidal de corriente (I) cuya amplitud y fase son funciones de la frecuencia (f) de la perturbación impuesta. La función de transferencia es la transformada de Fourier del transitorio-respuesta de un impulso unidad [95]. Esta función de transferencia se denomina impedancia y se define de acuerdo a la siguiente ecuación:

$$Z(j\omega) = \frac{E(j\omega)}{I(j\omega)} \quad (8)$$

$Z(j\omega)$ es la impedancia, $E(j\omega)$ es el potencial, e $I(j\omega)$ es la corriente. Todos ellos son números complejos. La unidad imaginaria es $j = \sqrt{-1}$, y ω es la frecuencia angular ($\omega = 2\pi f$). La aplicación de perturbaciones en un rango amplio de frecuencias permite obtener un espectro de la impedancia en función de la frecuencia.

La corrosión de materiales metálicos puede ser descrita mediante circuitos eléctricos equivalentes simples. Esta analogía permite establecer correlaciones entre los parámetros del sistema electroquímico y los elementos característicos de la impedancia. Los elementos de circuitos eléctricos tales como resistencias, capacitores e inductancias se utilizan para describir matemáticamente el modelo. Esto no implica que necesariamente dichos elementos estén físicamente presentes. Por esta razón se los denomina análogos eléctricos. Los sistemas lineales pueden ser descritos por una combinación de resistencias, capacitores e inductancias. Los parámetros de los circuitos equivalentes se ajustan a los datos experimentales de EIS. Este ajuste se realiza usualmente mediante el método de cuadrados mínimos no lineales [95].

El circuito equivalente más sencillo que describe la impedancia de la interfase metal-solución es el circuito que se observa en la **Tabla 10 a)**, junto con su correspondiente función de transferencia. En muchas ocasiones, el circuito en la **Tabla 10 a)** no permite un buen ajuste a los datos experimentales de EIS. El reemplazo de la capacidad pura (C) por otro elemento de circuito, denominado elemento de fase constante (CPE: *Constant Phase Element*), puede superar este inconveniente (**Tabla 10 b)**). El CPE tiene en cuenta la variación de la capacidad con la frecuencia. Esta distribución de valores de capacidad en frecuencia se ha atribuido a heterogeneidades superficiales tales como rugosidad, variación de la constante dieléctrica, porosidad, entre otras [95].

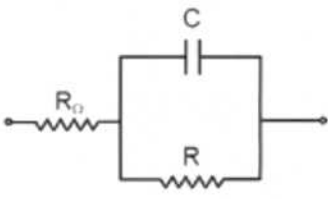
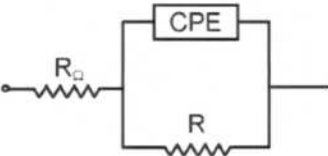
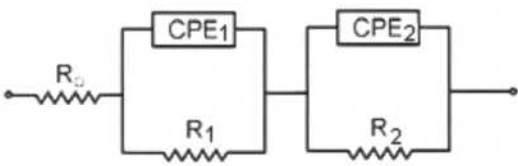
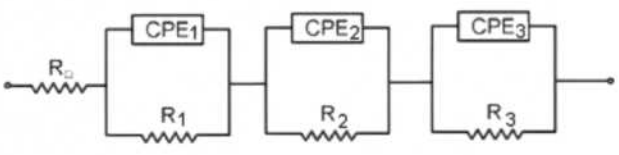
	Función de Transferencia	Circuito Equivalente
a)	$Z = R_{\Omega} + \frac{R}{1 + j\omega RC}$	
b)	$Z = R_{\Omega} + \frac{R}{1 + (j\omega RY)^n}$	
c)	$Z = R_{\Omega} + \frac{R_1}{1 + (j\omega R_1 Y_1)^{n_1}} + \frac{R_2}{1 + (j\omega R_2 Y_2)^{n_2}}$	
d)	$Z = R_{\Omega} + \frac{R_1}{1 + (j\omega R_1 Y_1)^{n_1}} + \frac{R_2}{1 + (j\omega R_2 Y_2)^{n_2}} + \frac{R_3}{1 + (j\omega R_3 Y_3)^{n_3}}$	

Tabla 10: Circuitos equivalentes y sus respectivas funciones de transferencia.

En este trabajo se aplicó una onda de potencial de tipo sinusoidal de amplitud igual a 10 mV. El inrevalo de barrido de frecuencias fue de 10 kHz a 10 mHz, tomando cinco frecuencias por década logarítmica, o sea 31 frecuencias equiespaciadas logarítmicamente. Se utilizaron modelos matemáticos de circuitos equivalentes que se ajustaron a los datos experimentales de EIS con el objeto de calcular el valor de R_p (resistencia de polarización) de cada aleación, cada concentración de ácido y cada temperatura. Los ajustes se realizaron utilizando el software NOVA[®] 1.6 de AUTOLAB. Los circuitos equivalentes utilizados en los ajustes, junto con su función de transferencia se muestran en la **Tabla 10 b), c) y d)**.

Esta técnica (EIS) se aplicó a las aleaciones 625, C-22, C-22HS, y HYBRID-BC1, todas en la condición metalúrgica MA en HCl 1 mol/L y 3 mol/L desaireado y en un intervalo de temperaturas de 30 a 100 °C. Por cuestiones operativas, los ensayos de EIS se realizaron en dos series, de 30-60 °C y de 70-100 °C. Para cada serie se renovó la solución que corresponde a cada ensayo. Un ejemplo de esto se puede observar en la **Figura 33** en

el que se muestra un ensayo que comprende las temperaturas 30, 40, 50 y 60 °C. Al finalizar la medición de E_{CORR} por un periodo de 2 horas, inmediatamente comenzó el ensayo de EIS, de aproximadamente 15 minutos. Luego se cambió la temperatura y se repitió el proceso.

3.4.3.1 Cálculo de la Velocidad de Corrosión

La velocidad de corrosión general (v_{CORR}) de un material metálico puede estimarse, a partir de ensayos electroquímicos, por medio de las siguientes ecuaciones:

$$B = \frac{\beta_A \cdot \beta_C}{2,303(\beta_A + \beta_C)} \tag{9}$$

$$i_{CORR} = \frac{B}{R_p} \tag{10}$$

$$v_{CORR} = k \frac{i_{CORR}}{\rho} PE \tag{11}$$

en donde B es la constante de Stern-Geary, β_A y β_C son las pendientes de Tafel anódica y catódica, i_{CORR} es la densidad de corriente de corrosión, R_p es la resistencia de polarización, k es la constante faradaica, PE es el peso equivalente y ρ es la densidad de la aleación.

El parámetro R_p puede obtenerse a partir de un ensayo de EIS al potencial de corrosión. En general, los procesos de corrosión controlados por transferencia de carga pueden representarse por el circuito equivalente $R_0\Sigma(R//CPE)$ (**Tabla 10 b**)). En este caso, la resistencia de polarización es $R_p = R$. El circuito equivalente representativo del sistema en estudio puede ser más complejo. La **Tabla 10** presenta circuitos con dos y tres constantes de tiempo. En tal caso, R_p se calcula como la suma de todas las resistencias de las constantes de tiempo. Cabe destacar que, en la presente tesis, la técnica EIS se utilizó únicamente para el cálculo de la velocidad de corrosión. Sin embargo esta técnica permite, a través del análisis de los espectros, obtener una gran cantidad de información cinética.

Para los valores de las pendientes de Tafel anódica, se utilizó el valor 0,053 V/década. Este es un valor promedio, recomendado en la bibliografía para la aleación C-22, y fue utilizado para las cuatro aleaciones [18]. Se determinaron las pendientes de Tafel catódicas para cada una de las aleaciones a diferentes temperaturas. Para esto se midió el potencial de corrosión por un periodo de 20 minutos. Luego a partir de este potencial se realizó una polarización potenciodinámica catódica para cada aleación hasta alcanzar una corriente catódica de 0,1 A. Se determinó la pendiente de Tafel catódica mediante un ajuste por cuadrados mínimos. Estos ensayos se realizaron en HCl 1 mol/L a las temperaturas 50, 70 y 90 °C (**Tabla 11**). Con estos datos se calculó un valor promedio de la pendiente de Tafel catódica de 0,034 V/década, que se utilizó para todas las aleaciones y temperaturas.

T (°C)	$\beta_c(V/dec)$			
	625	C-22	C-22HS	HYBRID-BC1
50	0,035	-	0,033	0,031
70	0,031	0,036	0,029	0,034
90	0,024	0,041	0,037	0,041

Tabla 11: Pendientes de Tafel catódicas para las cuatro aleaciones en HCl 1 mol/L.

El valor del peso equivalente para cada material fue calculado tomando sólo los elementos mayoritarios con los siguientes estados de oxidación Ni^{2+} , Cr^{3+} , Mo^{6+} , Fe^{2+} , y W^{6+} (ASTM G102-89) [96]. En la **Tabla 12** se presentan los valores de las constantes utilizadas en el cálculo de v_{CORR} para cada aleación.

Aleación	PE (Peso Equivalente)	Densidad (g/cm ³)	Constante faradaica k (µm*g/año*cm*µA)
625	24,59	8,44	3,27
C-22	23,28	8,68	
C-22HS	22,78	8,60	
HYBRID-BC1	22,77	8,83	

Tabla 12: Constantes utilizadas para la determinación de la velocidad de corrosión.

3.4.4 Observación en el Microscopio Electrónico de Barrido (MEB)

Al finalizarse las técnicas electroquímicas, las probetas fueron examinadas en el microscopio electrónico de barrido en busca de signos de corrosión localizada. Se observaron las probetas de las aleaciones C-22, C-22HS y HYBRID-BC1. Las probetas MCA de aleación 625 resultaron demasiado grandes para introducirse en la cámara del microscopio. Los aumentos que se aplicaron para cada probeta son 30×, 80×, 300×, 600× y 1200× (también 2400×, sólo para los ensayos de EIS) para cada aleación y temperatura. Previo a la observación en el MEB se sometieron las muestras a limpieza ultrasónica.

3.4.5 Observación en el Microscopio Óptico

Al finalizarse las técnicas electroquímicas, las probetas fueron examinadas en el microscopio óptico en busca de signos de corrosión localizada. Además, se observaron los distintos tipos de óxidos pasivos y transpasivos formados. Las probetas que fueron observadas por este medio fueron principalmente las de la aleación 625 debido a las características geométricas de las probetas, lo cual imposibilitó la observación de las probetas en el Microscopio Electrónico de Barrido (la geometría de la probeta no era acorde a la requerida para la visualización en el MEB). Los aumentos que se utilizaron para cada probeta son 50×, 100×, 200× y 500× para cada aleación y temperatura.

4 Resultados y Discusión

En este capítulo se presentarán y analizarán los resultados más representativos obtenidos en este trabajo de tesis. Los mismos se han agrupado de acuerdo a las técnicas experimentales utilizadas. La totalidad de los resultados se puede consultar en el **Anexo** ubicado al final de esta tesis.

4.1 Corrosión Localizada

En esta sección se presentan los resultados correspondientes a ensayos de corrosión en rendijas realizados en probetas PCA y MCA, en diferentes condiciones experimentales. Se estudió el comportamiento de las aleaciones 625, C-22, C-22HS y HYBRID-BC1 en solución de CaCl_2 5 mol/L. Se determinó el potencial de repasivación de la corrosión en rendijas utilizando el método Potenciodinámico-Galvanostático-Potenciodinámico (PD-GS-PD). El objetivo de estos ensayos fue evaluar la susceptibilidad a la corrosión en rendijas de estas aleaciones, bajo idénticas condiciones metalúrgicas y a diferentes temperaturas.

4.1.1 Determinación del Potencial de Repasivación

Se realizó un estudio de la susceptibilidad a la corrosión en rendijas de las aleaciones 625, C-22, C-22HS y HYBRID-BC1, en la condición metalúrgica MA. Los ensayos se realizaron en soluciones desaireadas con una concentración de cloruros $[\text{Cl}] = 10$ mol/L (alta concentración). El método utilizado para obtener el potencial de repasivación (E_{CO}) es el PD-GS-PD descrito en la **Sección 3.4.1**.

Para cada ensayo se mantuvo la temperatura constante a lo largo del mismo. La serie de ensayos para cada aleación se inició a 100 ± 1 °C y para cada nuevo ensayo se disminuyó la temperatura en 10 ± 1 °C, hasta obtener la temperatura en la que no se registró corrosión localizada. El potencial de repasivación (E_{CO}) se determinó por duplicado de ensayos para la aleación 625 y por triplicado para las aleaciones C-22, C-22HS y HYBRID-BC1. En la **Figura 34** se muestran las etapas de un ensayo típico PD-GS-PD para la aleación HYBRID-BC1 en CaCl_2 5 mol/L desaireado a 80 °C. En esta figura pueden verse las etapas del método PD-GS-PD, la duración aproximada del ensayo completo y los valores típicos de potencial (E) y densidad de corriente (i), así como también las etapas de medición del potencial de corrosión (E_{CORR}) y el pretratamiento catódico (**Anexo**).

La **Figura 35** es otra representación del método PD-GS-PD y corresponde al mismo ensayo de la **Figura 34** (aleación HIBRYD-BC1 a 80 °C en CaCl_2 5 mol/L). Los gráficos de la densidad de corriente en función del potencial (**Figura 35**) resultan más convenientes para la determinación del potencial de repasivación. A la derecha de cada gráfico de polarización se encuentra una imagen de una de las dos caras de la probeta afectada por la corrosión localizada (**Figura 36**). La macrografía a la derecha de la imagen del ensayo PD-GS-PD corresponde al estado de la probeta luego de retirar el formador de

rendijas correspondiente. El diámetro del orificio central fue de 7,5 mm en todas las probetas.

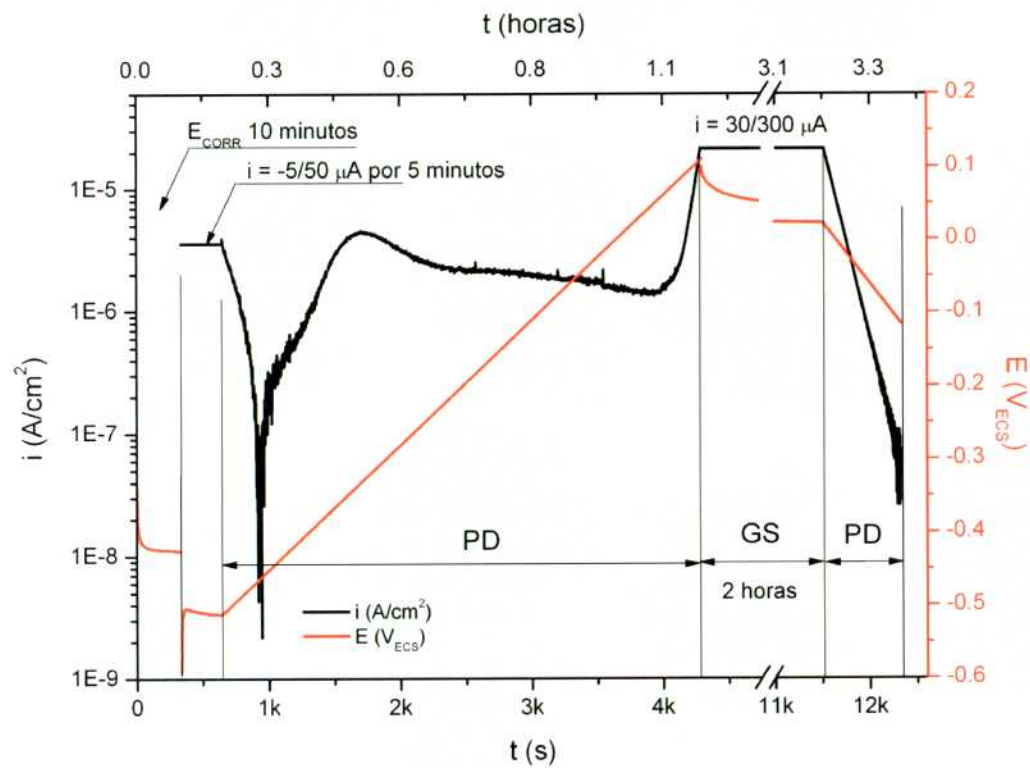


Figura 34: Método PD-GS-PD. Potencial (rojo) y densidad de corriente (negro) para una probeta HYBRID-BC1 en solución de CaCl₂ 5 mol/L a 80 °C. Medio desaireado.

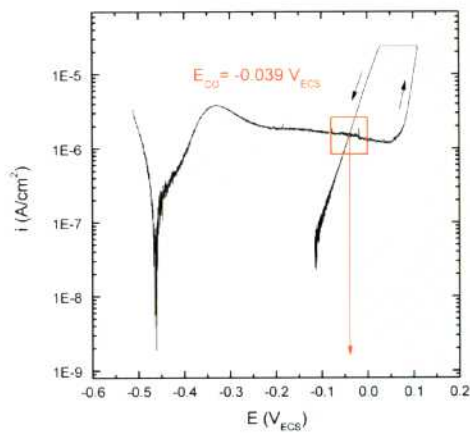


Figura 35: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación HYBRID-BC1 en CaCl₂ 5 mol/L a 80 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,039 V_{ECS}$. Ensayo N°2.



Figura 36: Imagen de la probeta PCA de la aleación HYBRID-BC1 en CaCl₂ 5 mol/L a 80 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°2 Lado 2. $\varnothing = 7,5$ mm

Para la realización de los gráficos del método PD-GS-PD fue necesario conocer el área de cada probeta. La razón de esto es independizar los valores de corriente obtenidos de las características geométricas (área superficial) de cada probeta en particular. Se consideró el área efectiva en contacto con la solución (descontando el área del formador de rendijas, y demás elementos en contacto con la probeta). Para el cálculo del área efectiva de las probetas PCA (**Anexo**) se utilizó la **Ecuación (12)**. Los valores a, b y c son las medidas físicas de las probetas (**Anexo**), D es el diámetro del orificio de la probeta, D_t es el

diámetro del tapón en contacto con la probeta (ver **Sección 3.1.2**) y h , b_1 , b_2 son medidas características de los formadores de rendijas.

En la **Tabla 13** pueden verse los valores utilizados para el cálculo del área. En el cálculo del área efectiva de las probetas MCA de la aleación 625 solo se descontó el área de los formadores de rendija debido a la ausencia de tapón. Para las aleaciones C-22 y HYBRID-BC1 se utilizó un tapón chico para el armado del portaprobetas y para la aleación C-22HS se utilizó un tapón grande. El área ocluida ($A_{ocluida}$) por los formadores de rendijas y tapones puede verse en la **Tabla 14**.

$$\text{Área} = 2 (ab + bc + ac) - \pi D^2/2 + \pi Dc - \pi D_t^2/4 - 12h(b_1 + b_2) \tag{12}$$

D_t Tapón chico (mm)	6,0
D_t Tapón grande (mm)	9,5
h (mm)	3,2
b_1 (mm)	2,8
b_2 (mm)	1,5
D (mm)	7,5

Tabla 13: Valores utilizados para el cálculo del área efectiva de probetas dado por la **Ecuación 12**

$A_{ocluida}$ formadores (cm^2)=	1,65
$A_{ocluida}$ tapón chico (cm^2)=	0,28
$A_{ocluida}$ tapón grande (cm^2)=	0,71

Tabla 14: Área ocluida por los formadores y tipo de tapón del portaprobetas.

El potencial de repasivación se determinó en la intersección de las curvas potenciodinámicas de barrido directo e inverso. En las **Figuras 37-184** se pueden visualizar el total de los ensayos en los que se detectó corrosión localizada, el valor correspondiente de E_{CO} y el aspecto de una de las caras atacadas de cada probeta.

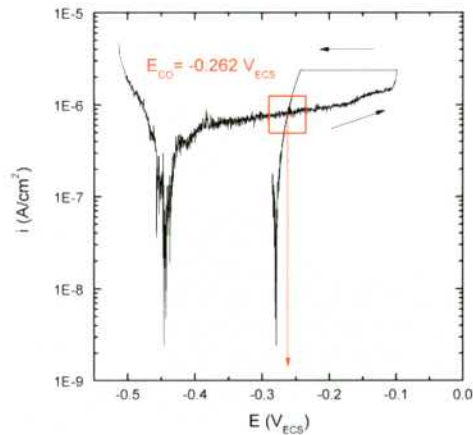


Figura 37: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación 625 en CaCl_2 5 mol/L a 100 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,262 V_{ECS}$. Ensayo N°1.



Figura 38: Imagen de la probeta MCA de la aleación 625 en CaCl_2 5 mol/L a 100 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°1 Lado 2.

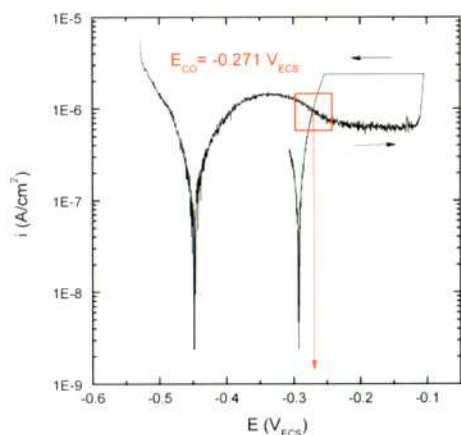


Figura 39: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación 625 en CaCl_2 5 mol/L a 100 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,271 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°2.



Figura 40: Imagen de la probeta MCA de la aleación 625 en CaCl_2 5 mol/L a 100 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°2 Lado 1.

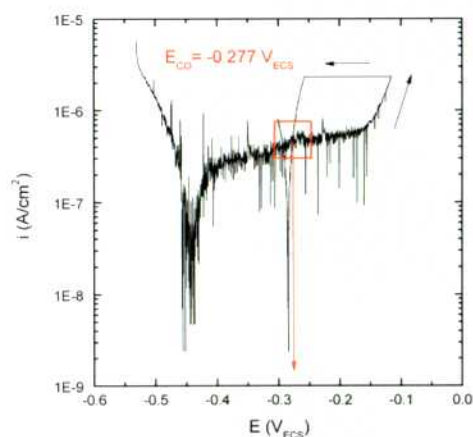


Figura 41: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación 625 en CaCl_2 5 mol/L a 90 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,277 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°1.



Figura 42: Imagen de la probeta MCA de la aleación 625 en CaCl_2 5 mol/L a 90 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°1 Lado 1.

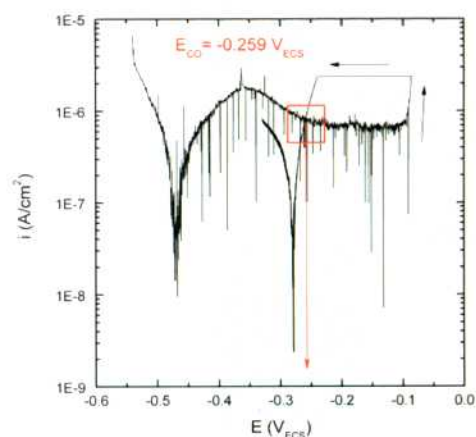


Figura 43: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación 625 en CaCl_2 5 mol/L a 90 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,259 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°2.



Figura 44: Imagen de la probeta MCA de la aleación 625 en CaCl_2 5 mol/L a 90 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°2 Lado 2.

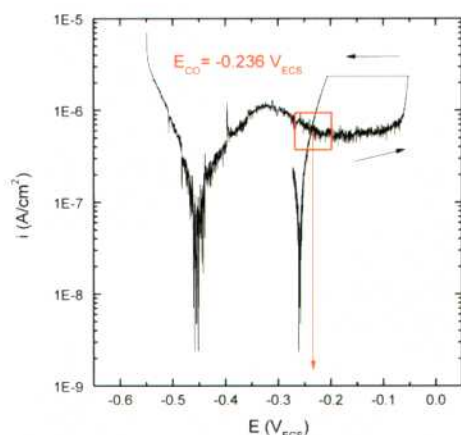


Figura 45: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación 625 en CaCl_2 5 mol/L a 80 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,236 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°1.



Figura 46: Imagen de la probeta MCA de la aleación 625 en CaCl_2 5 mol/L a 80 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°1 Lado 2.

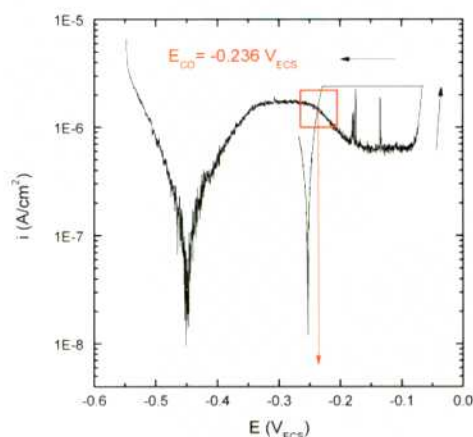


Figura 47: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación 625 en CaCl_2 5 mol/L a 80 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,236 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°2.



Figura 48: Imagen de la probeta MCA de la aleación 625 en CaCl_2 5 mol/L a 80 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°2 Lado 1.

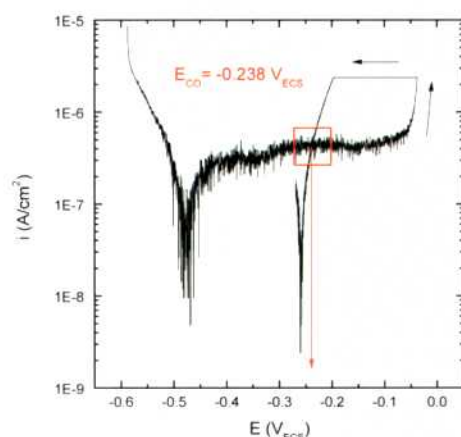


Figura 49: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación 625 en CaCl_2 5 mol/L a 70 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,238 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°1.



Figura 50: Imagen de la probeta MCA de la aleación 625 en CaCl_2 5 mol/L a 70 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°1 Lado 1.

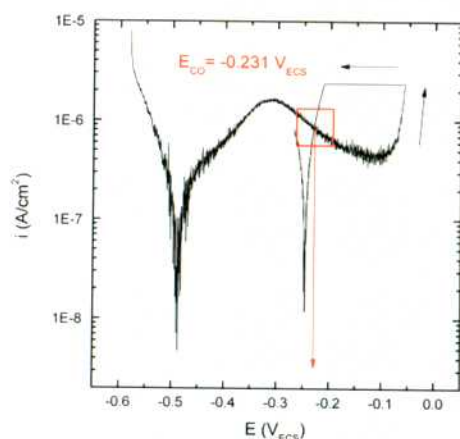


Figura 51: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación 625 en CaCl_2 5 mol/L a 70 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,231 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°2.

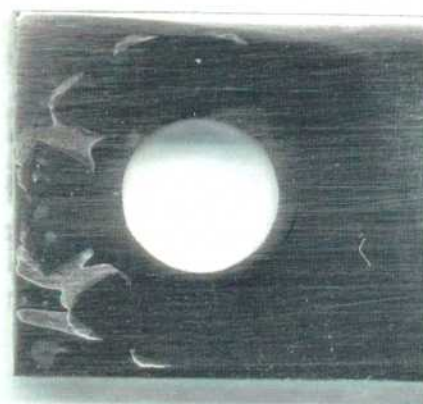


Figura 52: Imagen de la probeta MCA de la aleación 625 en CaCl_2 5 mol/L a 70 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°2 Lado 1.

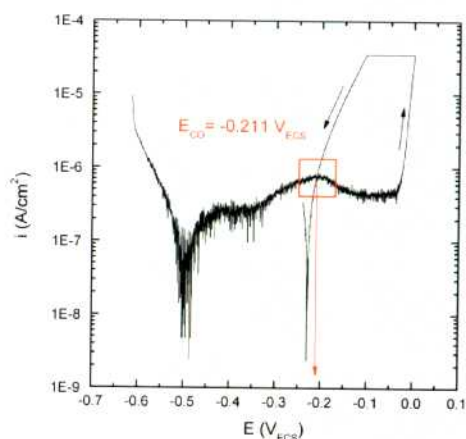


Figura 53: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación 625 en CaCl_2 5 mol/L a 60 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,211 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°1.



Figura 54: Imagen de la probeta MCA de la aleación 625 en CaCl_2 5 mol/L a 60 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°1 Lado 1.

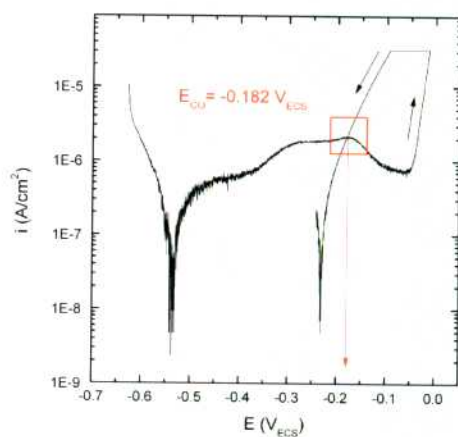


Figura 55: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación 625 en CaCl_2 5 mol/L a 60 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,182 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°2.



Figura 56: Imagen de la probeta MCA de la aleación 625 en CaCl_2 5 mol/L a 60 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°2 Lado 2.

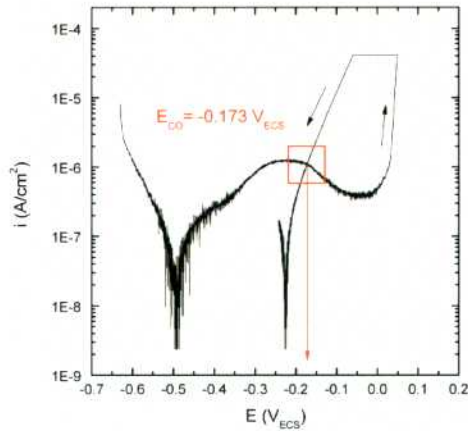


Figura 57: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación 625 en CaCl_2 5 mol/L a 50 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,173 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°1.



Figura 58: Imagen de la probeta MCA de la aleación 625 en CaCl_2 5 mol/L a 50 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°1 Lado 1.

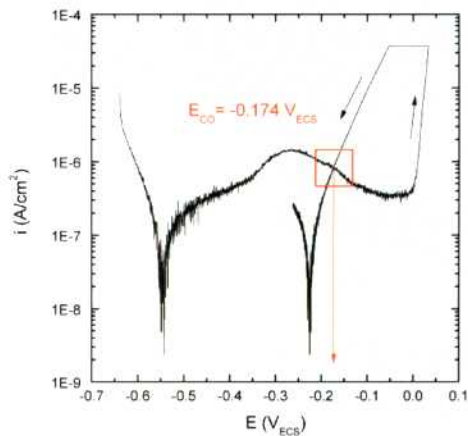


Figura 59: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación 625 en CaCl_2 5 mol/L a 50 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,174 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°2.



Figura 60: Imagen de la probeta MCA de la aleación 625 en CaCl_2 5 mol/L a 50 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°2 Lado 1.

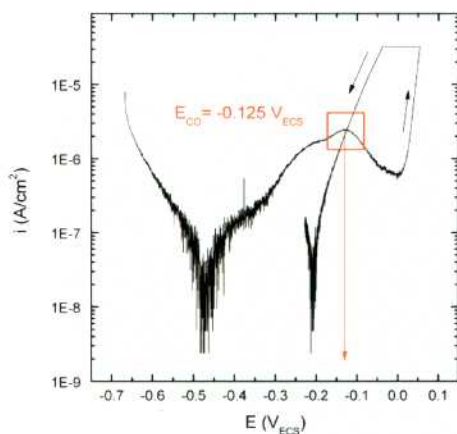


Figura 61: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación 625 en CaCl_2 5 mol/L a 40 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,125 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°1.

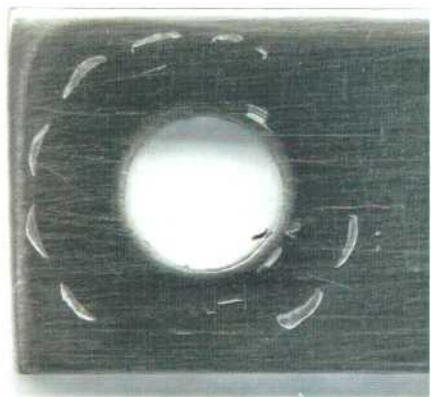


Figura 62: Imagen de la probeta MCA de la aleación 625 en CaCl_2 5 mol/L a 40 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°1 Lado 1.

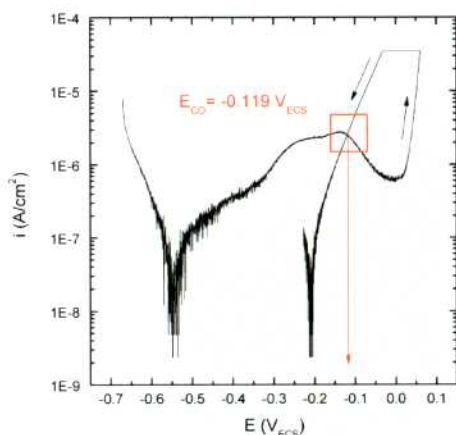


Figura 63: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación 625 en CaCl_2 5 mol/L a 40 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,119 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°2.



Figura 64: Imagen de la probeta MCA de la aleación 625 en CaCl_2 5 mol/L a 40 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°2 Lado 1.

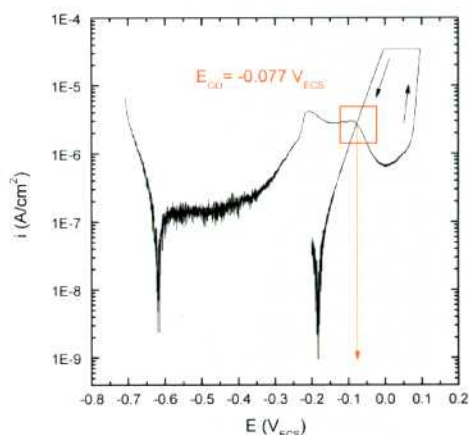


Figura 65: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación 625 en CaCl_2 5 mol/L a 30 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,077 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°1.



Figura 66: Imagen de la probeta MCA de la aleación 625 en CaCl_2 5 mol/L a 30 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°1 Lado 1.

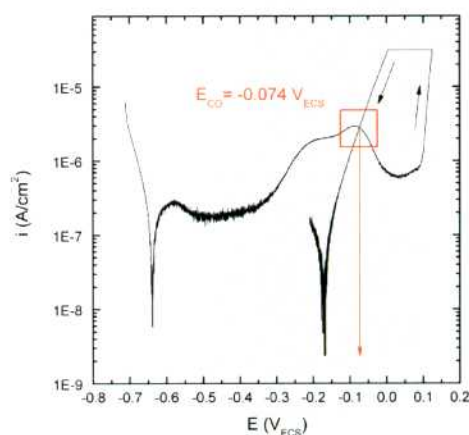


Figura 67: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación 625 en CaCl_2 5 mol/L a 30 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,074 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°2.



Figura 68: Imagen de la probeta MCA de la aleación 625 en CaCl_2 5 mol/L a 30 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°2 Lado 2.

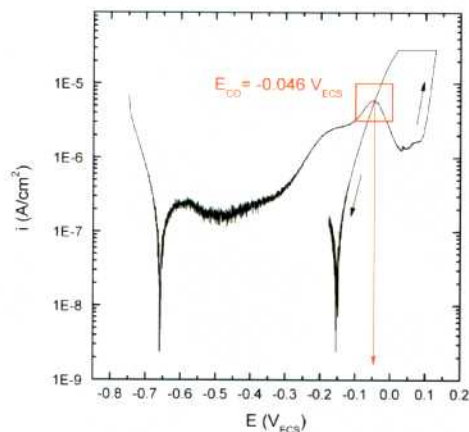


Figura 69: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación 625 en CaCl_2 5 mol/L a 20 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,046 V_{ECS}$. Ensayo N°1.



Figura 70: Imagen de la probeta MCA de la aleación 625 en CaCl_2 5 mol/L a 20 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°1 Lado 2.

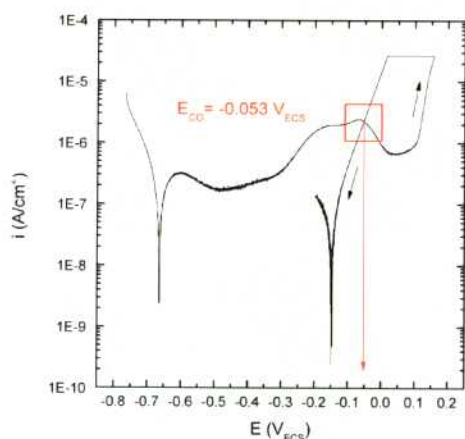


Figura 71: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación 625 en CaCl_2 5 mol/L a 20 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,053 V_{ECS}$. Ensayo N°2.

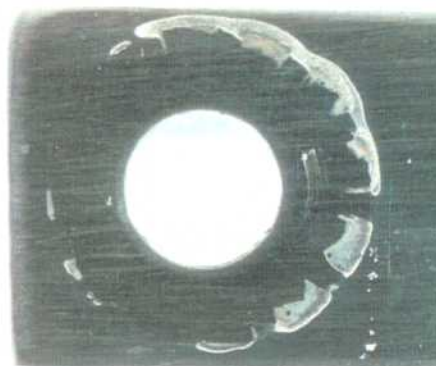


Figura 72: Imagen de la probeta MCA de la aleación 625 en CaCl_2 5 mol/L a 20 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°2 Lado 1.

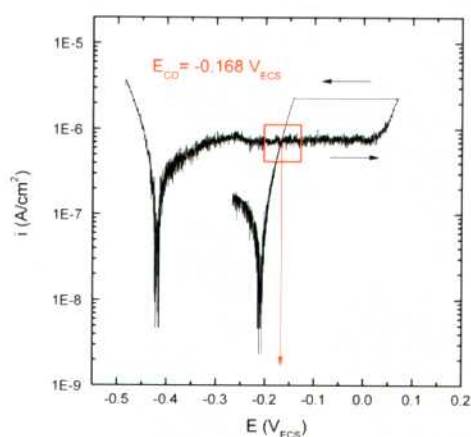


Figura 73: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 100 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,168 V_{ECS}$. Ensayo N°1.



Figura 74: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 100 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°1 Lado 2.

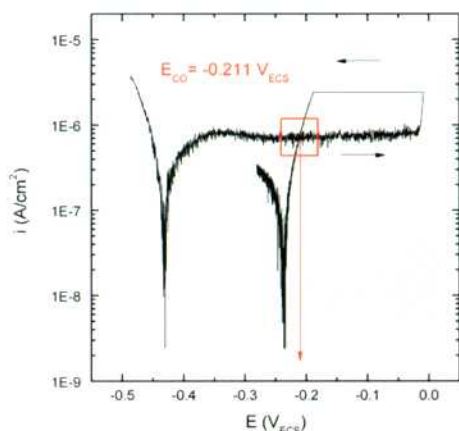


Figura 75: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 100 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,211 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°2.



Figura 76: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 100 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°2 Lado 2.

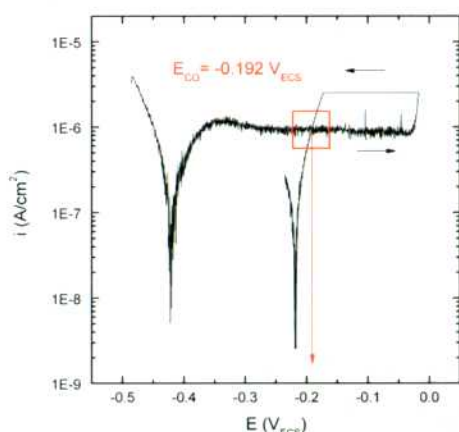


Figura 77: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 100 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,192 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°3.



Figura 78: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 100 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°3 Lado 1.

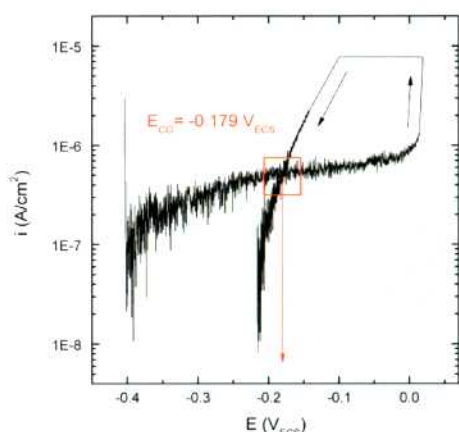


Figura 79: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 100 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,179 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°4.



Figura 80: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 100 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°4 Lado 2.

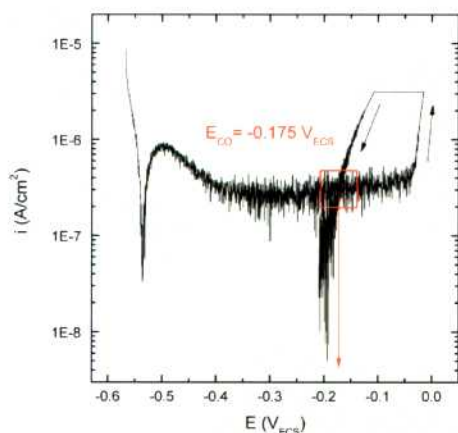


Figura 81: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 90 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,175 V_{ECS}$. Ensayo N°2.



Figura 82: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 90 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°2 Lado 1.

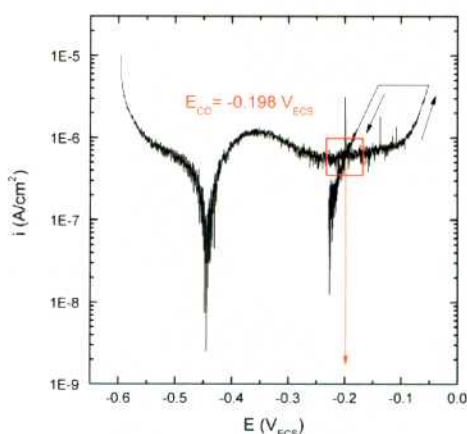


Figura 83: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 80 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,198 V_{ECS}$. Ensayo N°1.



Figura 84: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 80 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°1 Lado 2.

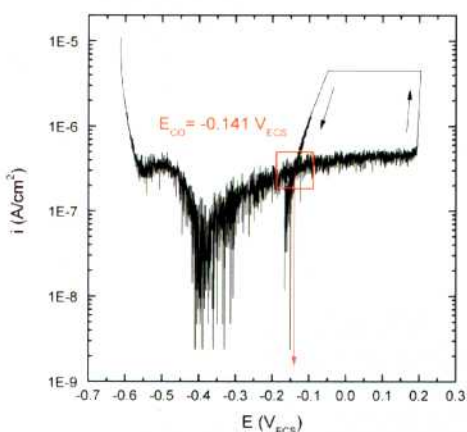


Figura 85: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 80 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,141 V_{ECS}$. Ensayo N°2.



Figura 86: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 80 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°2 Lado 2.

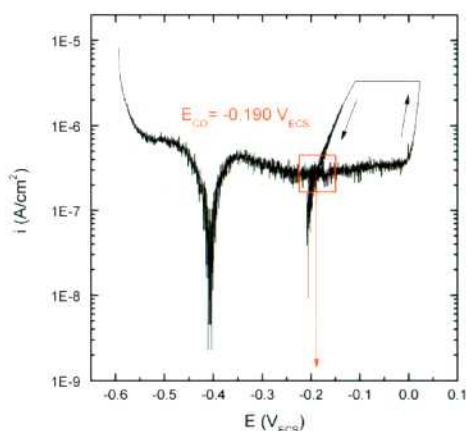


Figura 87: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 80 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,190 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°3.



Figura 88: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 80 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°3 Lado 2.

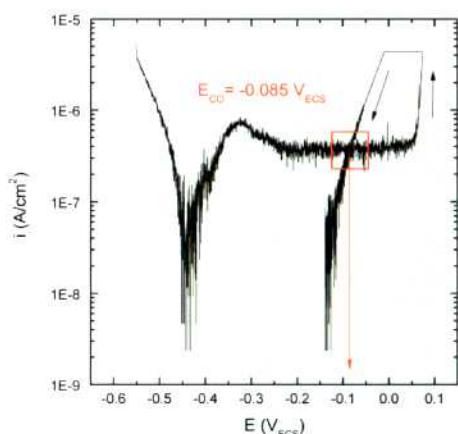


Figura 89: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 70 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,085 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°1.



Figura 90: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 70 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°1 Lado 2.

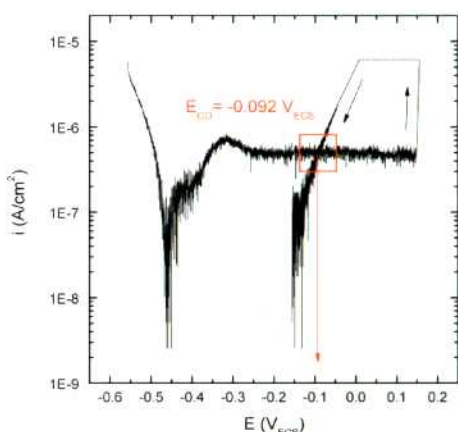


Figura 91: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 70 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,092 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°2.

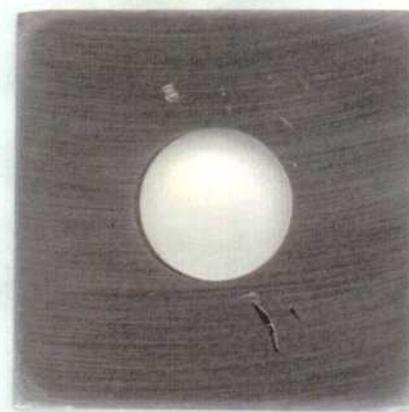


Figura 92: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 70 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°2 Lado 2.

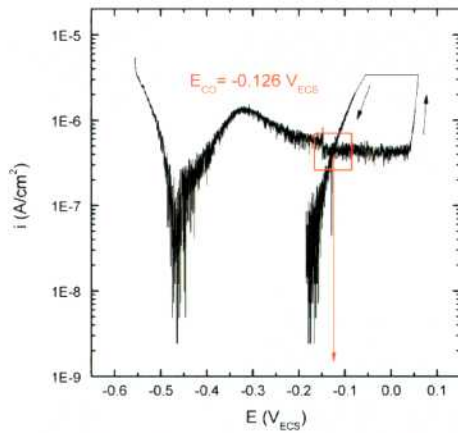


Figura 93: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 70 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,126 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°3.



Figura 94: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 70 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°3 Lado 2.

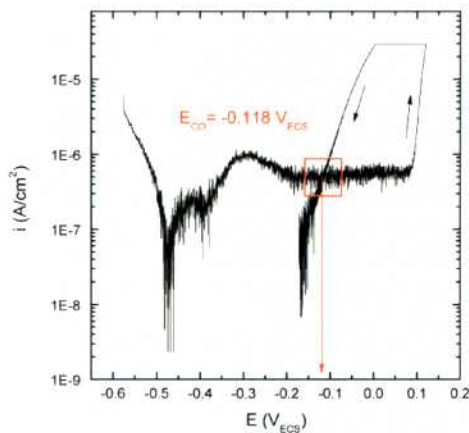


Figura 95: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 60 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,118 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°2.



Figura 96: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 60 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°2 Lado 1.

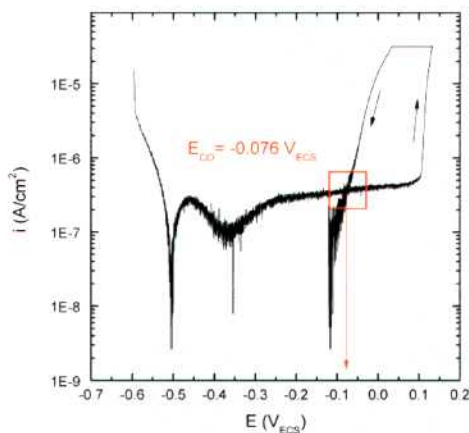


Figura 97: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 60 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,076 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°3.



Figura 98: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 60 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°3 Lado 2.

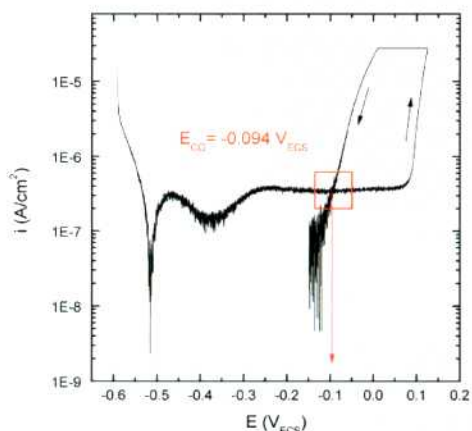


Figura 99: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 60 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,094 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°4.



Figura 100: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 60 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°4 Lado 2.

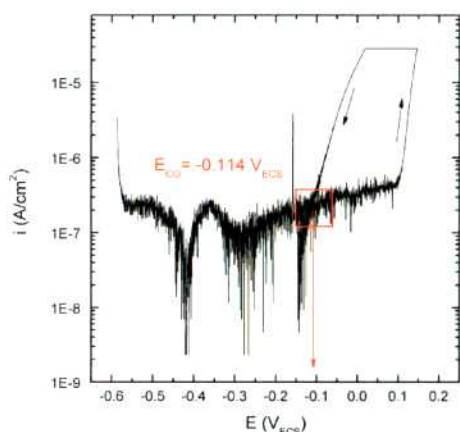


Figura 101: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 50 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,114 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°2.

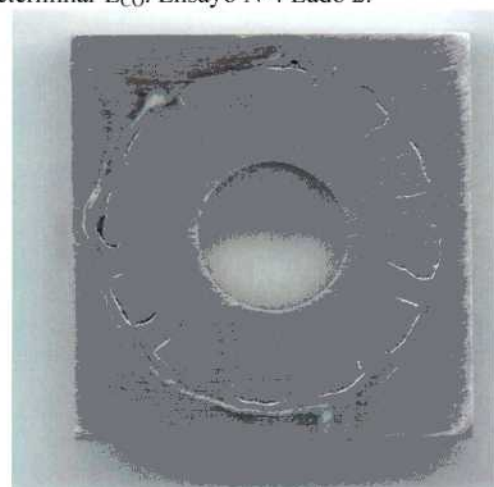


Figura 102: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 50 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°2 Lado 1.

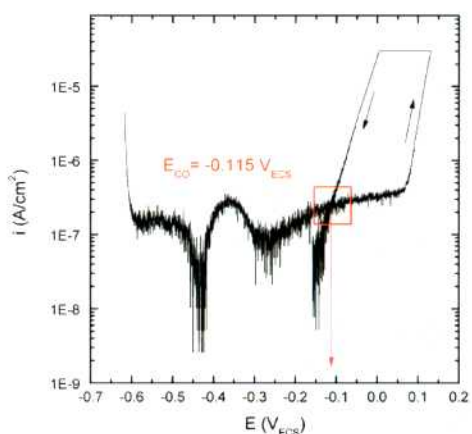


Figura 103: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 50 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,115 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°3.

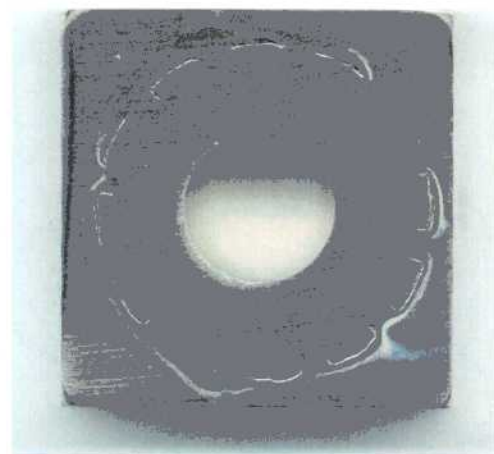


Figura 104: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 50 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°3 Lado 1.

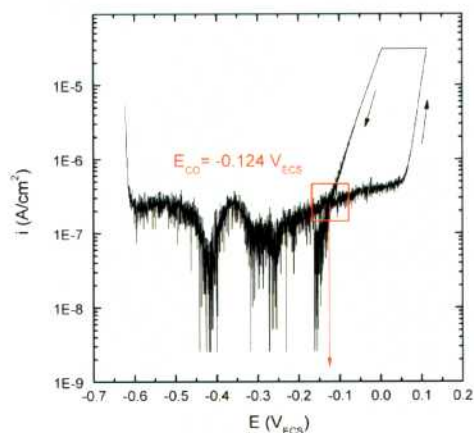


Figura 105: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 50 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,124 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°4.

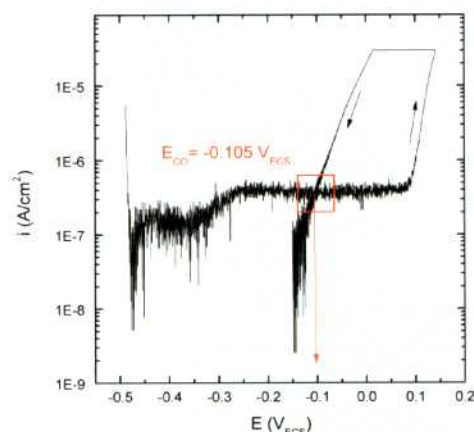


Figura 107: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 50 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,105 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°5.

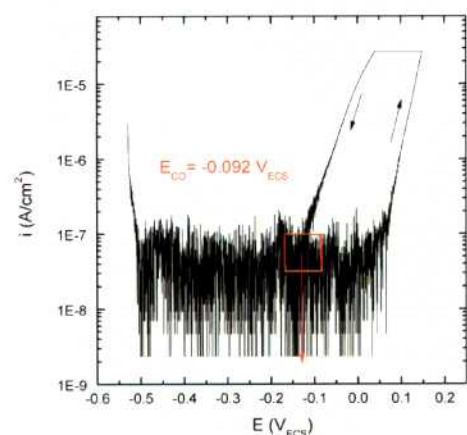


Figura 109: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 40 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,092 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°2.



Figura 106: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 50 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°4 Lado 2.



Figura 108: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 50 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°5 Lado 1.

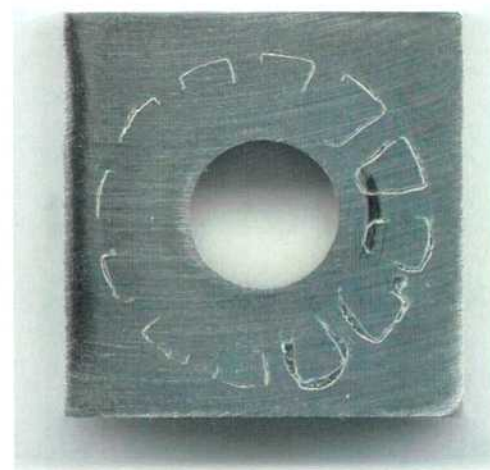


Figura 110: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 40 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°2 Lado 2.

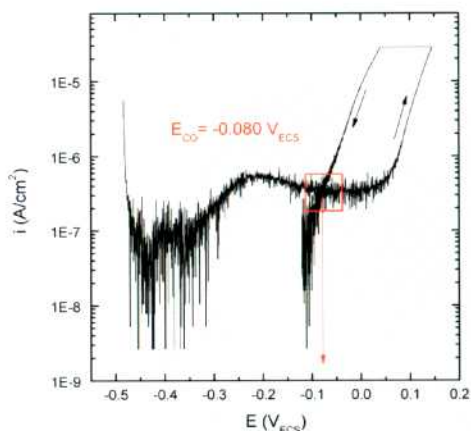


Figura 111: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 40 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,080 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°3.



Figura 112: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 40 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°3 Lado 1.

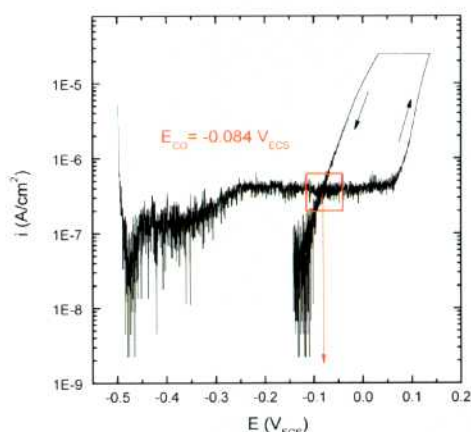


Figura 113: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 40 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,084 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°4.



Figura 114: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 40 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°4 Lado 2.

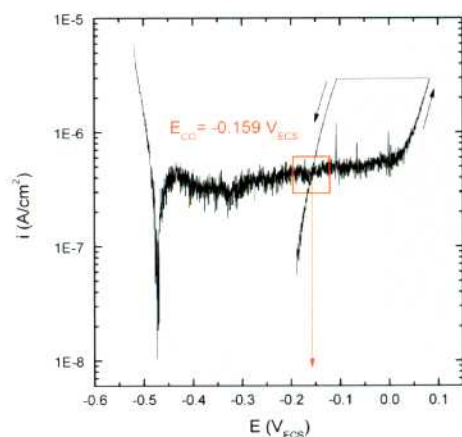


Figura 115: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 100 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,159 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°1.



Figura 116: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 100 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°1 Lado 1.

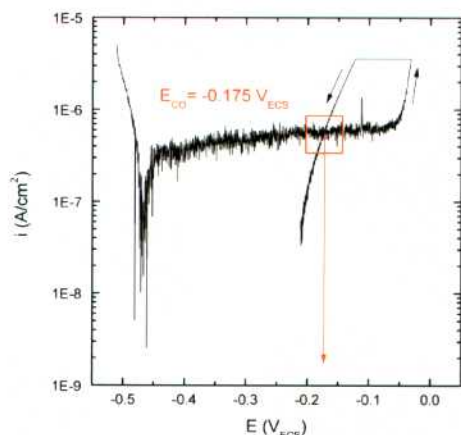


Figura 117: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 100 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,175 V_{ECS}$. Ensayo N°2.

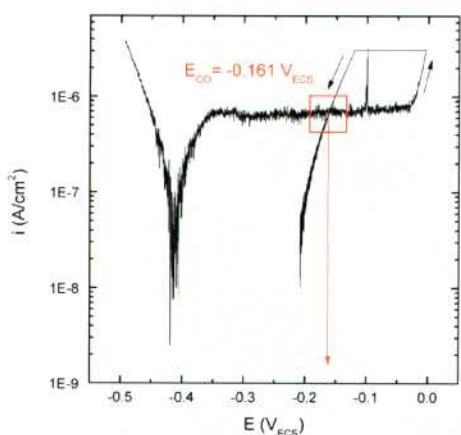


Figura 119: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 100 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,161 V_{ECS}$. Ensayo N°3.

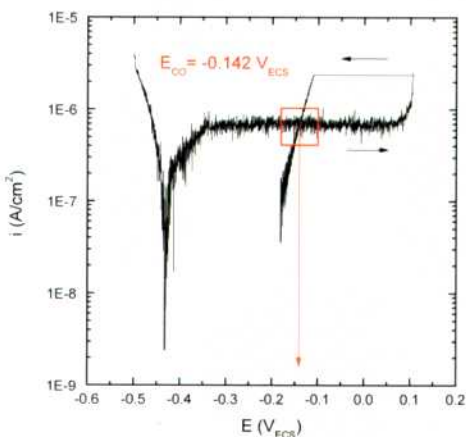


Figura 121: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 90 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,142 V_{ECS}$. Ensayo N°1.



Figura 118: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 100 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°2 Lado 1.



Figura 120: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 100 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°3 Lado 2.



Figura 122: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 90 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°1 Lado 2.

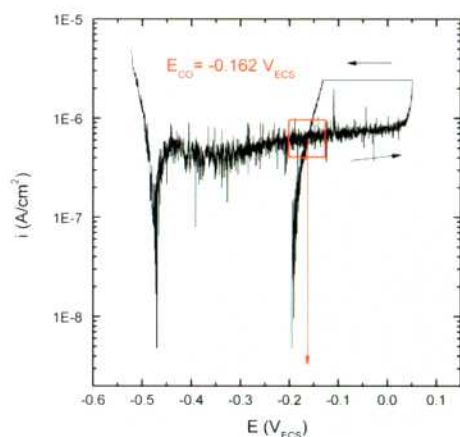


Figura 123: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 90 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,162 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°2.

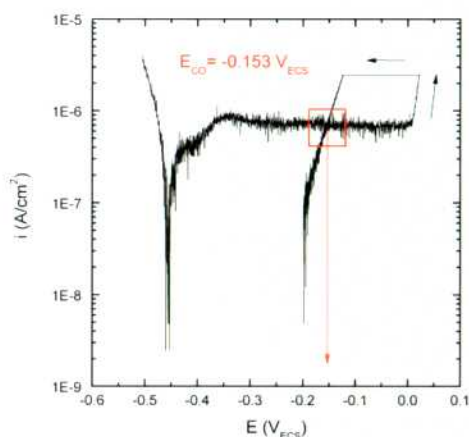


Figura 125: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 90 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,153 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°3.

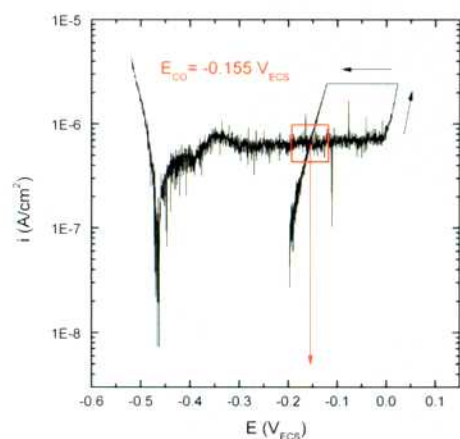


Figura 127: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 80 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,155 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°1.



Figura 124: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 90 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°2 Lado 2.



Figura 126: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 90 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°3 Lado 2.

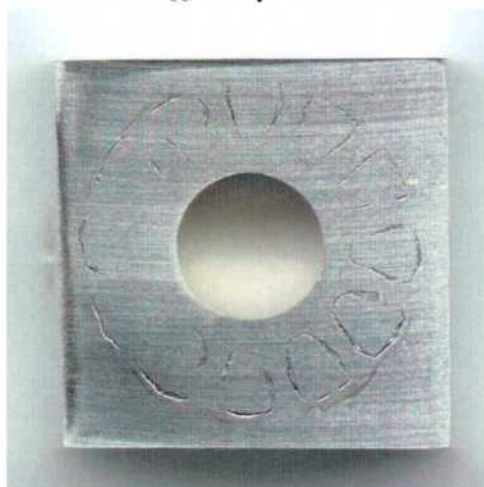


Figura 128: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 80 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°1 Lado 1.

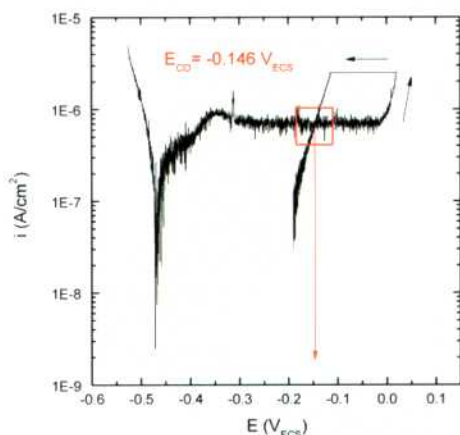


Figura 129: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 80 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,146 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°2.



Figura 130: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 80 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°2 Lado 2.

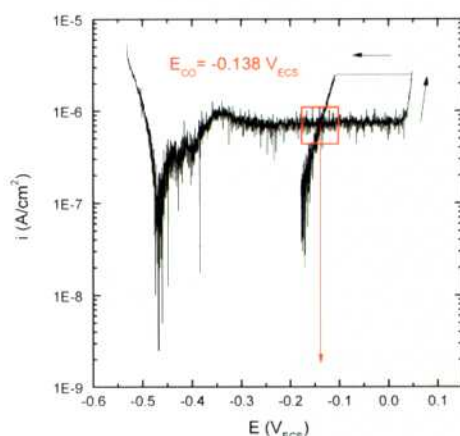


Figura 131: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 80 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,138 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°3.



Figura 132: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 80 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°3 Lado 1.

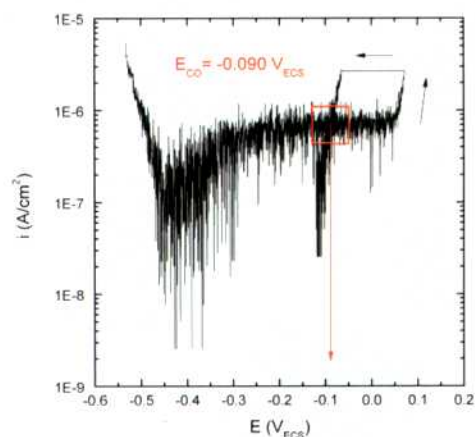


Figura 133: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 70 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,090 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°1.



Figura 134: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 70 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°1 Lado 2.

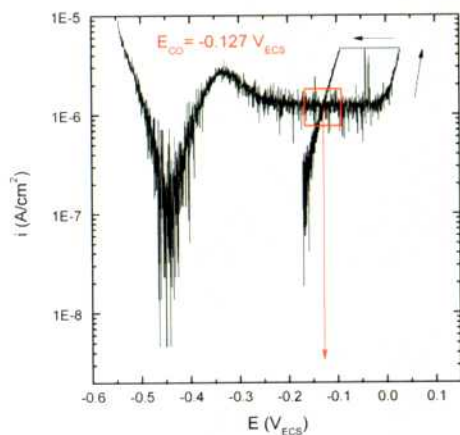


Figura 135: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 70 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,127 V_{ECS}$. Ensayo N°2.



Figura 136: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 70 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°2 Lado 2.

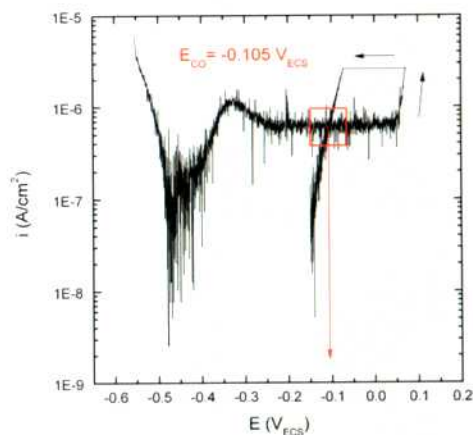


Figura 137: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 70 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,105 V_{ECS}$. Ensayo N°3.



Figura 138: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 70 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°3 Lado 2.

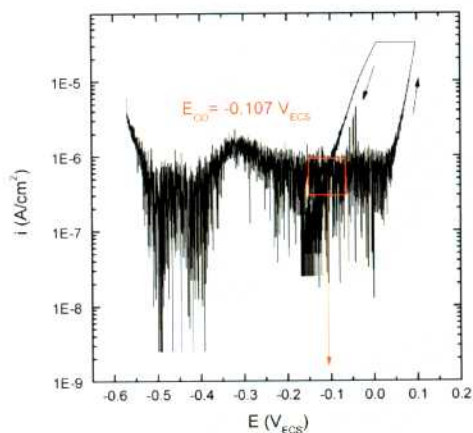


Figura 139: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 60 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,107 V_{ECS}$. Ensayo N°1.



Figura 140: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 60 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°1 Lado 1.

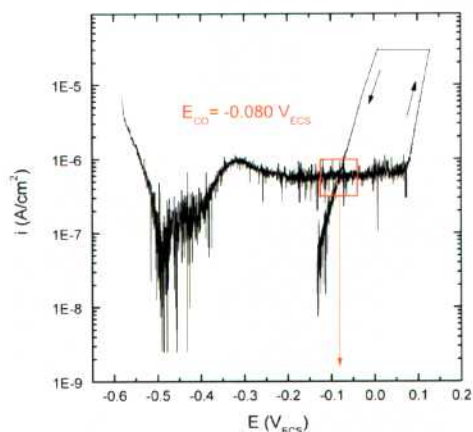


Figura 141: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 60 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,080 V_{ECS}$. Ensayo N°2.



Figura 142: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 60 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°2 Lado 1.

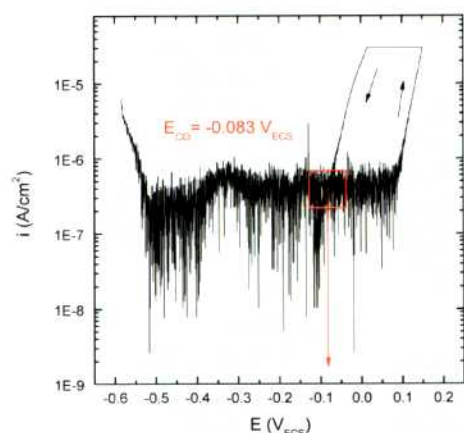


Figura 143: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 60 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,083 V_{ECS}$. Ensayo N°3.



Figura 144: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 60 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°3 Lado 1.

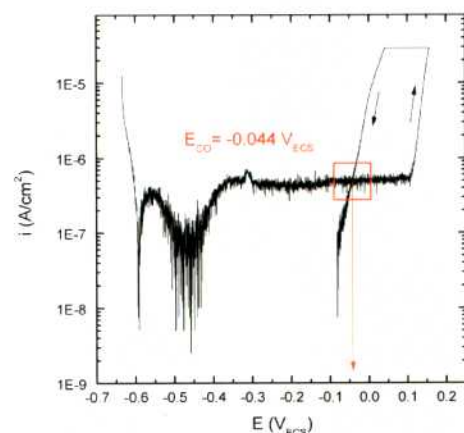


Figura 145: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 50 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,044 V_{ECS}$. Ensayo N°1.

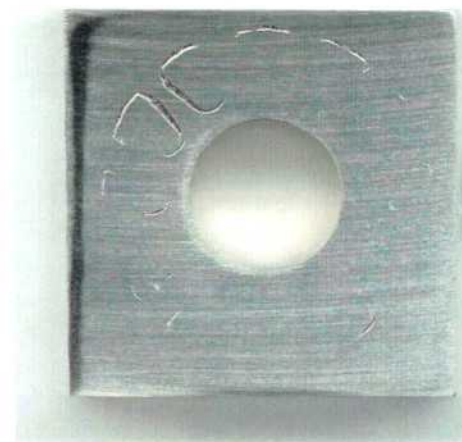


Figura 146: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 50 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°1 Lado 1.

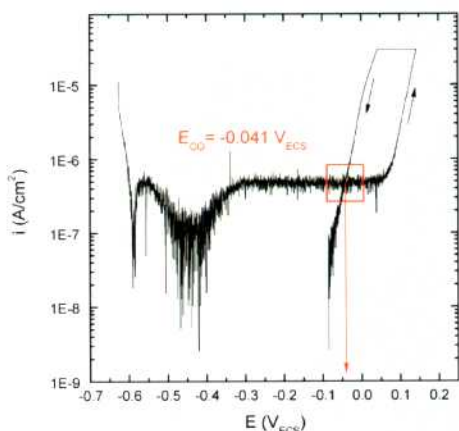


Figura 147: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 50 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,041 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°2.



Figura 148: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 50 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°2 Lado 1.

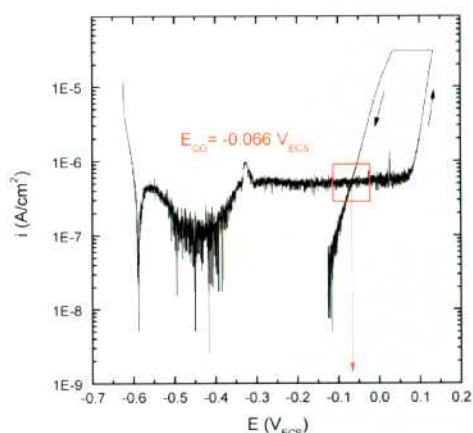


Figura 149: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 50 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,066 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°3.



Figura 150: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 50 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°3 Lado 2.

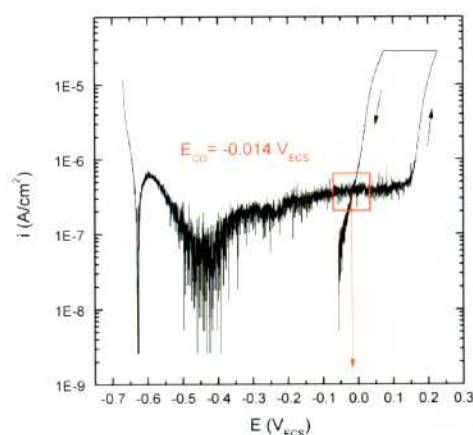


Figura 151: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 40 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,014 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°2.



Figura 152: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 40 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°2 Lado 2.

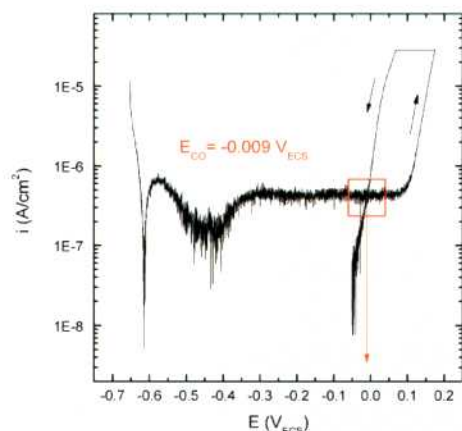


Figura 153: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 40 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,009 V_{ECS}$. Ensayo N°3.

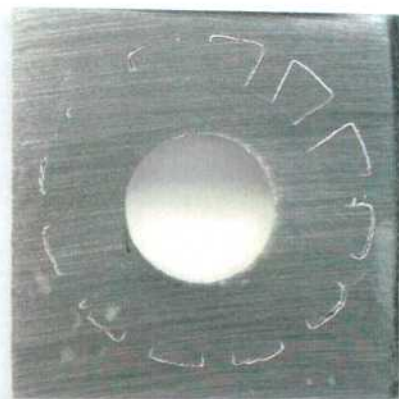


Figura 154: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 40 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°3 Lado 2.

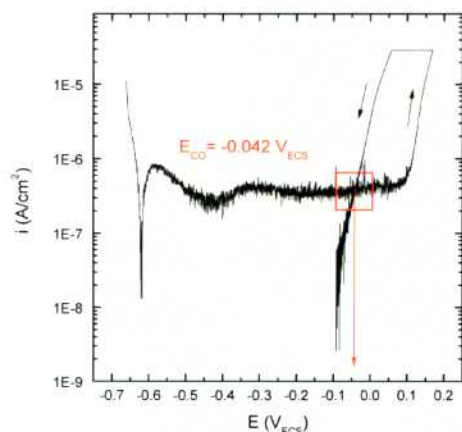


Figura 155: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 40 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,042 V_{ECS}$. Ensayo N°4.



Figura 156: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 40 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo N°4 Lado 2.

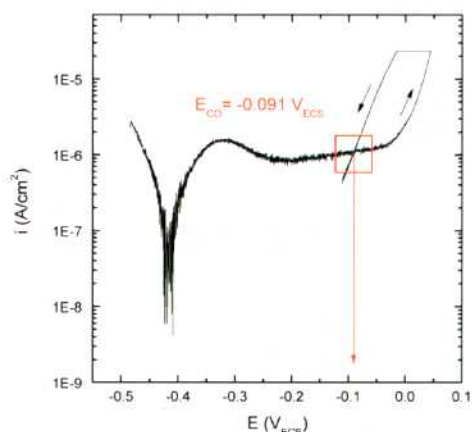


Figura 157: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación HYBRID-BC1 en CaCl_2 5 mol/L a 100 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,091 V_{ECS}$. Ensayo N°1.



Figura 158: Imagen de la probeta PCA de la aleación HYBRID-BC1 en CaCl_2 5 mol/L a 100 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo 1 Lado 2.

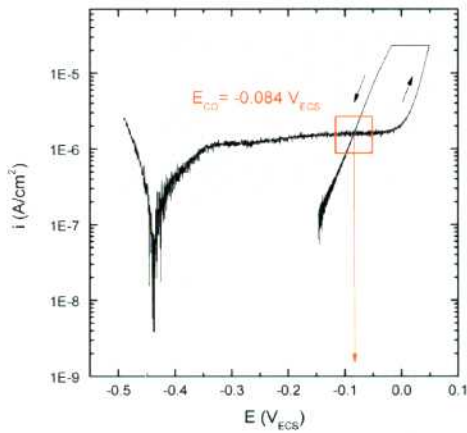


Figura 159: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación HYBRID-BC1 en CaCl_2 5 mol/L a 100 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,084 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°2.



Figura 160: Imagen de la probeta PCA de la aleación HYBRID-BC1 en CaCl_2 5 mol/L a 100 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo 2 Lado 1.

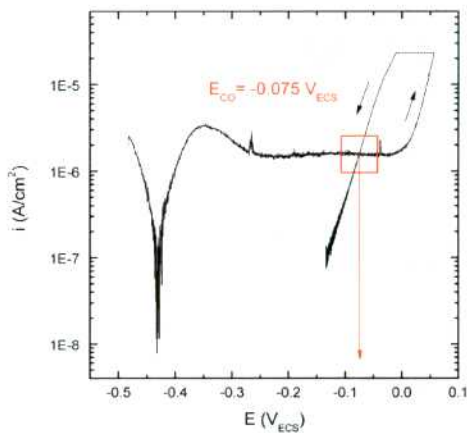


Figura 161: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación HYBRID-BC1 en CaCl_2 5 mol/L a 100 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,075 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°3.

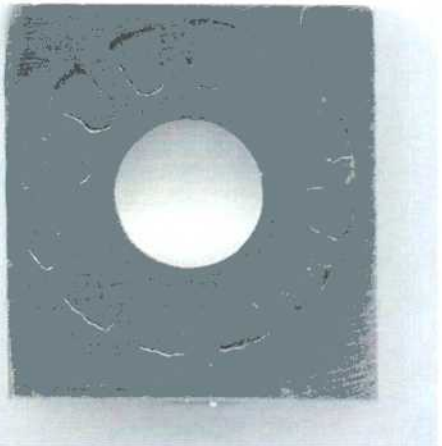


Figura 162: Imagen de la probeta PCA de la aleación HYBRID-BC1 en CaCl_2 5 mol/L a 100 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo 3 Lado 2.

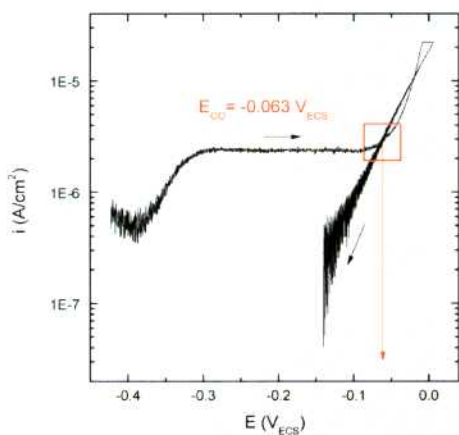


Figura 163: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación HYBRID-BC1 en CaCl_2 5 mol/L a 90 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,063 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°1.



Figura 164: Imagen de la probeta PCA de la aleación HYBRID-BC1 en CaCl_2 5 mol/L a 90 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo 1 Lado 2.

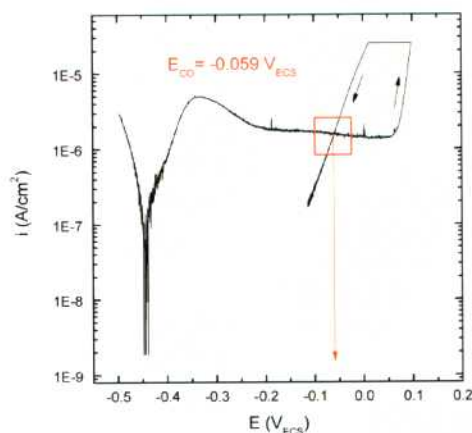


Figura 165: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación HYBRID-BC1 en CaCl_2 5 mol/L a 90 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,059 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°2.

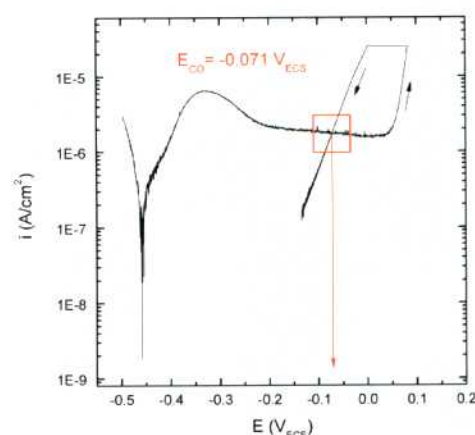


Figura 167: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación HYBRID-BC1 en CaCl_2 5 mol/L a 90 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,071 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°3.

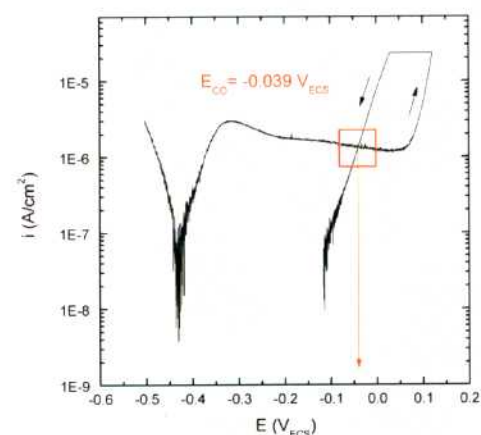


Figura 169: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación HYBRID-BC1 en CaCl_2 5 mol/L a 80 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,039 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°1.



Figura 166: Imagen de la probeta PCA de la aleación HYBRID-BC1 en CaCl_2 5 mol/L a 90 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo 2 Lado 2.



Figura 168: Imagen de la probeta PCA de la aleación HYBRID-BC1 en CaCl_2 5 mol/L a 90 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo 3 Lado 1.



Figura 170: Imagen de la probeta PCA de la aleación HYBRID-BC1 en CaCl_2 5 mol/L a 80 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo 1 Lado 1.

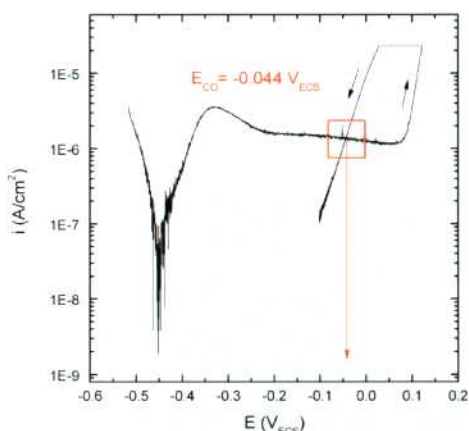


Figura 171: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación HYBRID-BC1 en CaCl_2 5 mol/L a 80 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,044 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°3.



Figura 172: Imagen de la probeta PCA de la aleación HYBRID-BC1 en CaCl_2 5 mol/L a 80 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo 3 Lado 1.

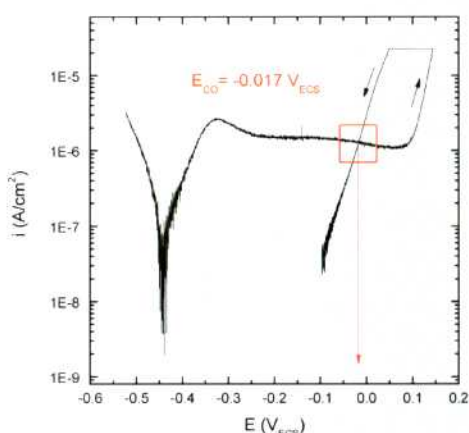


Figura 173: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación HYBRID-BC1 en CaCl_2 5 mol/L a 70 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,017 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°1.



Figura 174: Imagen de la probeta PCA de la aleación HYBRID-BC1 en CaCl_2 5 mol/L a 70 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo 1 Lado 2.

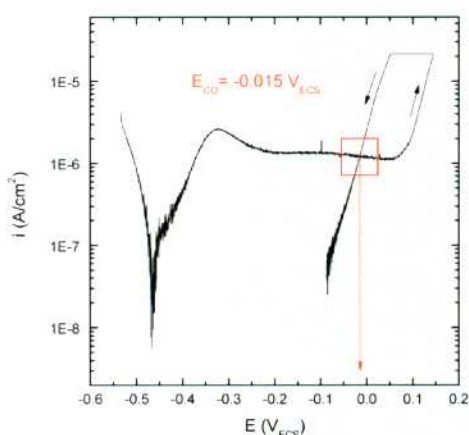


Figura 175: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación HYBRID-BC1 en CaCl_2 5 mol/L a 70 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,015 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°2.



Figura 176: Imagen de la probeta PCA de la aleación HYBRID-BC1 en CaCl_2 5 mol/L a 70 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo 2 Lado 1.

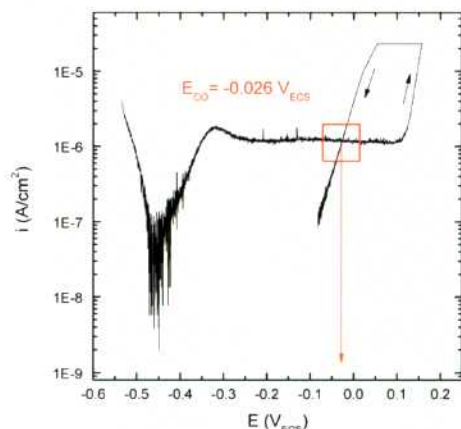


Figura 177: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación HYBRID-BC1 en CaCl_2 5 mol/L a 70 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,026 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°3.



Figura 178: Imagen de la probeta PCA de la aleación HYBRID-BC1 en CaCl_2 5 mol/L a 70 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo 3 Lado 1.

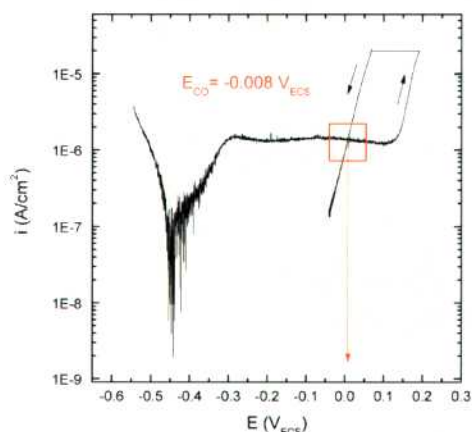


Figura 179: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación HYBRID-BC1 en CaCl_2 5 mol/L a 60 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,008 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°1.



Figura 180: Imagen de la probeta PCA de la aleación HYBRID-BC1 en CaCl_2 5 mol/L a 60 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo 1 Lado 1.

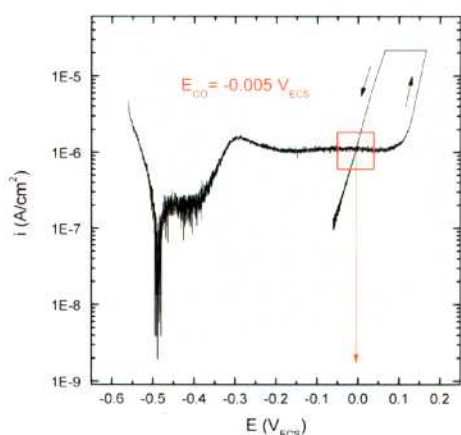


Figura 181: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación HYBRID-BC1 en CaCl_2 5 mol/L a 60 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,005 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°3.

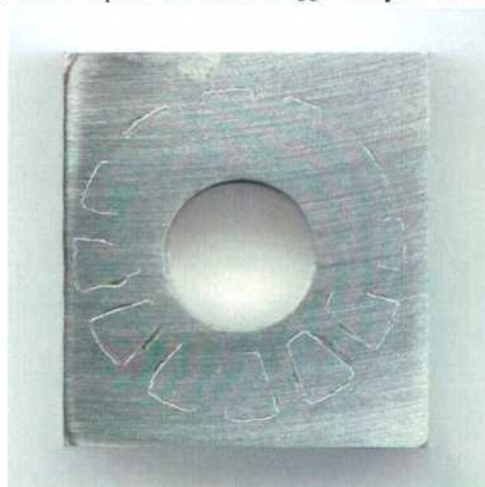


Figura 182: Imagen de la probeta PCA de la aleación HYBRID-BC1 en CaCl_2 5 mol/L a 60 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo 3 Lado 1.

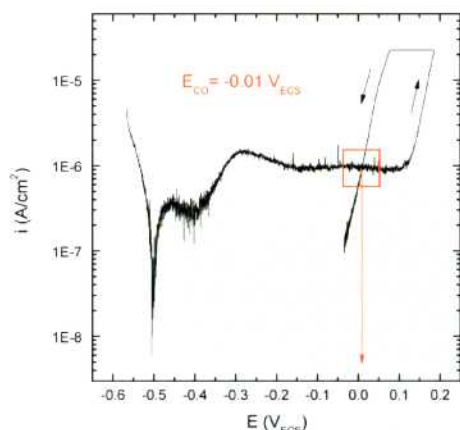


Figura 183: Determinación del Potencial de Repasivación (E_{CO}) de la aleación HYBRID-BC1 en CaCl_2 5 mol/L a 60 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = -0,01 V_{ECS}$. Ensayo N°5.



Figura 184: Imagen de la probeta PCA de la aleación HYBRID-BC1 en CaCl_2 5 mol/L a 60 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD para determinar E_{CO} . Ensayo 5 Lado 1.

En la **Figura 185** se representa E_{CO} en función de la temperatura, el promedio de E_{CO} para cada temperatura y un ajuste lineal de los datos mediante el método de cuadrados mínimos. En estas figuras se puede observar un comportamiento lineal de E_{CO} en función de la temperatura, tal como se reporta en la literatura [84]. Los parámetros de los ajustes se presentan en la **Tabla 15** junto con el coeficiente de correlación. Las temperaturas de los ensayos fueron de 20-100 °C para la aleación 625, 30-100 °C para las aleaciones C-22 y C-22HS y 50-100 °C para la aleación HYBRID-BC1. En todos los casos los, ensayos comenzaron a la temperatura de 100 °C y se fue disminuyendo la temperatura en escalones de 10 °C hasta que no se detectó corrosión localizada. Puede verse una muy buena correlación entre los ensayos y los ajustes para las aleaciones 625, C-22HS y HYBRID-BC1, aunque no para la aleación C-22 que presenta una gran dispersión en los ensayos para cada temperatura.

El comportamiento de E_{CO} vs. T se resume en la **Figura 186** en la que se representaron de forma superpuesta los potenciales de repasivación y los ajustes lineales en función de la temperatura, para las cuatro aleaciones. El valor de este potencial de repasivación (E_{CO}) es una medida de la susceptibilidad de la aleación frente a la corrosión en rendijas. Cuanto más bajo es el valor de E_{CO} , más susceptible es la aleación a la corrosión localizada (en rendijas), a una temperatura y en un medio determinado. Los ensayos de corrosión en rendijas se realizaron en todos los casos en CaCl_2 5 mol/L desaireado, por lo que a cada temperatura se puede ver claramente la resistencia relativa de cada aleación a la corrosión en rendijas.

$E_{CO} = A T + B$	$A (V_{ECS}/^{\circ}\text{C})$	$B(V_{ECS})$	R^2
Aleación 625	-0,0029	-0,007	0,937
Aleación C-22	-0,0019	-0,005	0,694
Aleación C-22HS	-0,0025	0,068	0,911
Aleación HYBRID-BC1	-0,0022	0,135	0,969

Tabla 15: Parámetros de ajuste lineal obtenidos por cuadrados mínimos.

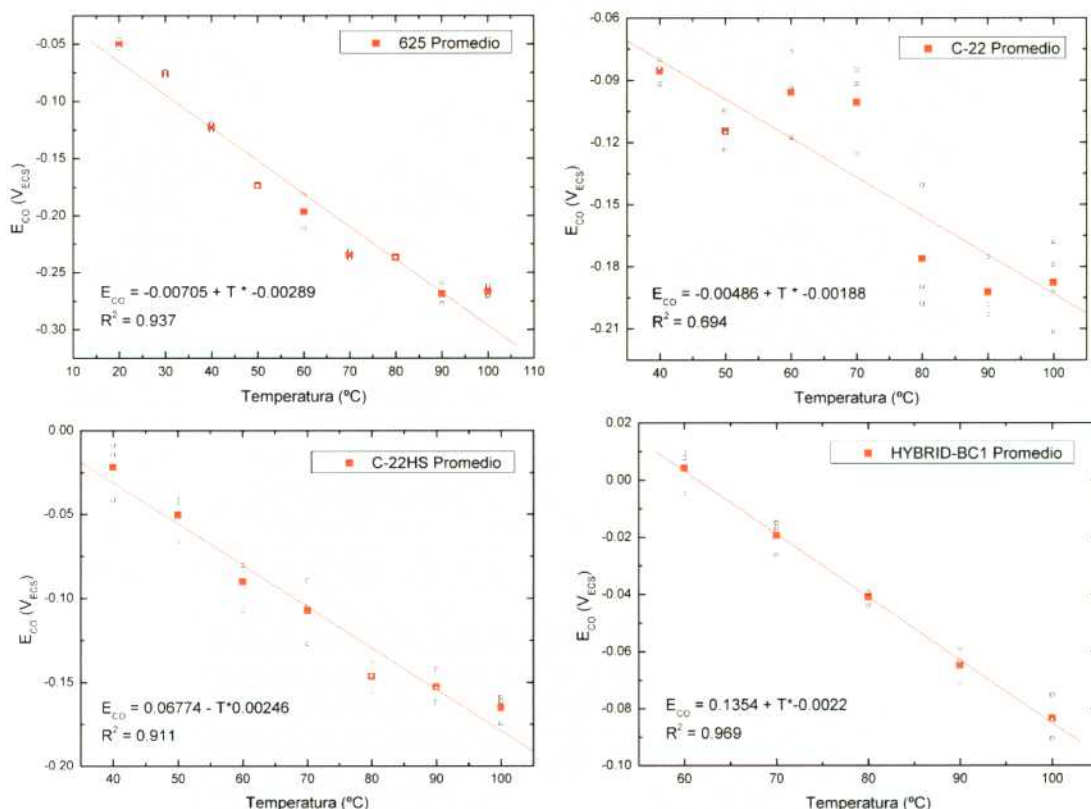


Figura 185: Potencial de repasivación en función de la temperatura de las aleaciones 625, C-22, C-22HS y HYBRID-BC1 en solución desaireada de $CaCl_2$ 5 mol/L. Ecuación de ajuste y valor R^2 .

La aleación que presentó la mayor resistencia a la corrosión en rendijas fue la HYBRID-BC1. Le siguieron en orden de resistencia decreciente las aleaciones C-22HS, C-22 y 625 (**Figura 186**).

El límite inferior de temperaturas en el que se pudo detectar corrosión localizada varió para cada una de las aleaciones. Se observó una correlación entre la temperatura mínima en la que es posible la corrosión localizada y la resistencia de la aleación a este tipo de corrosión. En particular, para la aleación 625 (la aleación menos resistente a la corrosión localizada de las aleaciones estudiadas) no se obtuvo una temperatura debajo de la cual no hubiera este tipo de corrosión, e incluso a $20^{\circ}C$ se detectó corrosión en rendijas. En las aleaciones C-22 y C-22HS no se detectó corrosión en rendijas a temperaturas menores a $40^{\circ}C$ y para la aleación HYBRID-BC1 (la más resistente de las aleaciones estudiadas) no se detectó corrosión en rendijas a temperaturas menores a $60^{\circ}C$.

Los valores de E_{CO} que se observan en la **Figura 186** se determinaron partiendo de una aproximación visual del valor E_{CO} . Luego se tomó un rango de ± 100 valores de potencial medidos por el equipo ($\pm 0,030$ V para el barrido en sentido creciente de potencial y $\pm 0,015$ V en el sentido decreciente de potencial) y densidad de corriente y se ajustaron estos valores por medio del método de cuadrados mínimos no lineales. Para el ajuste se utilizaron funciones polinómicas de grado 1 a 4 según el caso (**Anexo**).

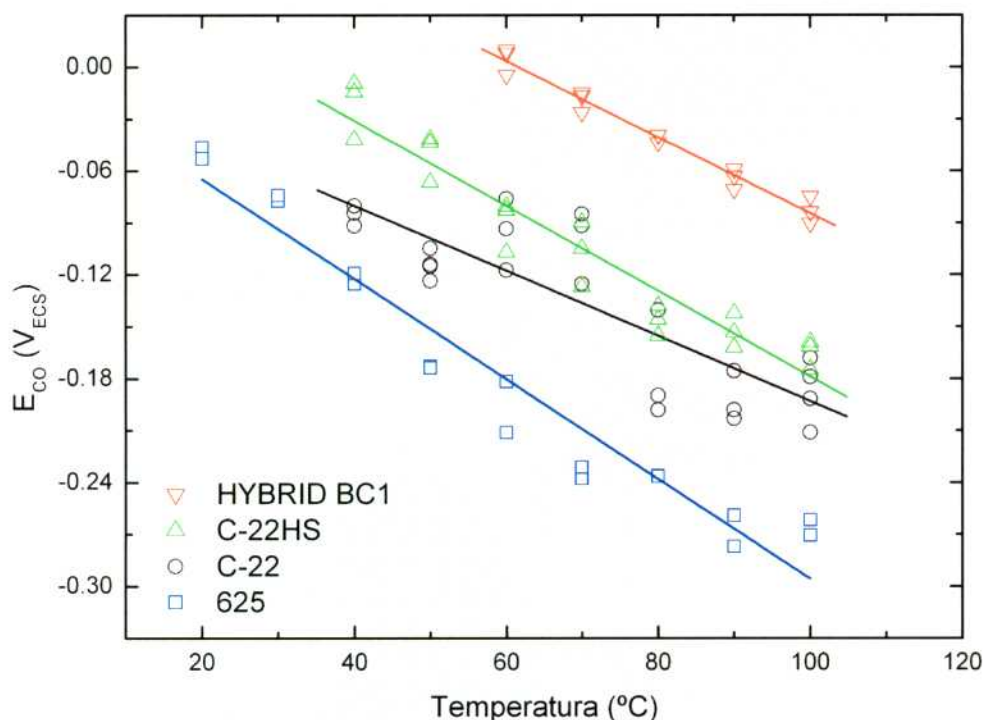


Figura 186: Potencial de repasivación en función de la temperatura para las aleaciones 625, C-22, C-22HS y HYBRID-BC1 en solución desaireada de $CaCl_2$ 5 mol/L.

Las imágenes (**Figuras 37-184**) permitieron visualizar el ataque que han sufrido las aleaciones por la presencia de las rendijas. Si se comparan las fotografías de las distintas macroestructuras de las aleaciones, se puede observar que en ambos lados de las probetas se visualiza el perfil de una gran cantidad de dientes de los formadores de rendijas debido al ataque localizado, y este ataque es similar para las aleaciones C-22, C-22HS y HYBRID-BC1 (**Figuras 73-184**). Existen casos en que no se logró obtener el perfil completo de los dientes del formador de rendijas a temperaturas altas (**Figura 74**), a pesar de que la susceptibilidad a la corrosión localizada aumenta con T [68]. No obstante, se pudo verificar que la profundidad del ataque fue mayor en perfiles incompletos que en los perfiles completos. En las imágenes que corresponden a ensayos en la aleación 625 (**Figuras 38-72**) puede visualizarse que el ataque fue irregular y superficial sobre las caras de las probetas y fuera de la zona ocluida por los formadores de rendijas, alcanzando una profundidad menor que en las aleaciones C-22, C-22HS y HYBRID-BC1. Esto es indicativo de que es necesario una solución menos crítica para la depasivación de la aleación 625 [36]. En general, se observó que para temperaturas bajas el ataque se produjo debajo de los formadores de rendijas y en dirección a la zona ocluida por los mismos. Al aumentar la temperatura, el ataque se observó en dirección opuesta a la zona ocluida por los formadores de rendijas (**Figuras 73-184**). Se observó que en todas las curvas realizadas, el potencial medido durante la etapa galvanostática disminuye en el tiempo, por efecto del crecimiento del ataque en la rendija, lo que permitió obtener el potencial de repasivación mediante la intersección de las curvas.

Diversos autores realizaron investigaciones del comportamiento del potencial de repasivación en función de la temperatura en diferentes medios. Tal como se encuentra en la bibliografía, el potencial de repasivación de todas las aleaciones en este estudio disminuyó al aumentar la temperatura [36,82-84,97-99]. Las técnicas electroquímicas reportadas en la bibliografía son, en algunos casos, diferentes a la utilizada en este trabajo. Sin embargo, el comportamiento general de los valores obtenidos y la tendencia concuerda

con los que se obtuvieron aquí. Evans *et al.* [82,84] estudiaron el comportamiento del potencial de repasivación en la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L y hallaron que ésta disminuye de -45 mV_{ECS} a -175 mV_{ECS} al incrementarse la temperatura de 30 a 120 °C. Evans *et al.* utilizaron para sus estudios el método THE (descrito en la Sección 1.4.2.3). Los potenciales de repasivación obtenidos por Evans *et al.* fueron similares a los encontrados en el presente trabajo.

Evans *et al.* además utilizaron el método CPP (descrito en la Sección 1.4.2.3) para analizar el comportamiento de la aleación C-22 a la corrosión localizada. La diferencia fundamental que posee este método con el método PD-GS-PD es la inexistencia de una etapa explícita de crecimiento de la rendija. En el método CPP, la etapa de propagación no está explícitamente separada, y la propagación se produce en los barridos directo e inverso, de esta forma no se puede controlar la cantidad de propagación [78]. Evans *et al.* no obtuvieron un comportamiento lineal de E_{CO} , con este método, en todo el rango de temperaturas. Para temperaturas de 30 °C obtuvieron 655 mV_{ECS}, a 75 °C -165 mV_{ECS} y finalmente a 120 °C registraron -245 mV_{ECS} [84,99]. Los valores obtenidos se asemejan al método PD-GS-PD y THE para temperaturas mayores a 75 °C. Sin embargo, para temperaturas menores los valores se alejan y se vuelven muy poco conservativos y menos reproducibles [18]. Dunn *et al.* estudiaron el potencial de repasivación en función de la temperatura en NaCl 1 mol/L y hallaron que éste decrece desde 220 mV_{ECS} a 80 °C hasta -200 mV_{ECS} a 150 °C; y en NaCl 4 mol/L, decrece desde 120 mV_{ECS} a 80 °C hasta -200 mV_{ECS} a 150 °C [82,83]. Kehler *et al.* también realizaron estudios sobre las aleaciones C-22 y 625. Las muestras fueron envejecidas al aire y el electrolito utilizado fue compuesto por LiCl 5 mol/L + 0,026 mol/L de Na_2SO_4 + 0,024 mol/L NaNO_3 (una relación 100:1 entre cloruros y el total de oxianiones) a pH 7,75 [100]. Oxianiones como nitratos (NO_3^-), sulfatos (SO_4^{2-}) y carbonatos (CO_3^{2-}) funcionan como inhibidores de la corrosión [82,101]. Las Ecuaciones (13) y (14) son las propuestas por Kehler *et al.* Estos investigadores afirman que el potencial de repasivación de la aleación C-22 presenta una mayor dependencia con la temperatura que el de la aleación 625 [36]. Lo contrario se observó en el presente trabajo. Esto se puede atribuir a las diferentes composiciones de los electrolitos que se emplearon en las diferentes investigaciones.

$$E_{R,\text{CREV } 625} = 0,804 - 4,787 \cdot 10^{-3} (T^\circ\text{C}) \quad (13)$$

$$E_{R,\text{CREV C-22}} = 1,692 - 2,041 \cdot 10^{-2} (T^\circ\text{C}) \quad (14)$$

Estill *et al.* [102] obtuvieron un valor de -233 ± 22 mV_{ECS} para el potencial de repasivación de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L desaireado a 120 °C. Este resultado concuerda con los obtenidos por Evans *et al.* con los métodos CPP y THE.

En la Figura 187 se observa un resumen de lo que se describió anteriormente. Puede observarse que hay una buena correlación entre los potenciales de repasivación obtenidos por el método PD-GS-PD y CPP para temperaturas mayores a 75 °C. Para temperaturas menores de 75 °C la diferencia entre el método PD-GS-PD y CPP podría deberse a que con el método CPP siempre se llega a la transpasividad y durante la transpasividad se liberan molibdatos, tungstatos y cromatos que actúan como inhibidores a la corrosión [103]. Puede observarse también buena correlación entre los valores de potenciales de repasivación de la aleación C-22 en condición metalúrgica MA (en el que se utilizó el método PD-GS-PD) y los obtenidos por Evans *et al.* (con el método THE) en condición metalúrgica ASW (*as-welded*). Evans *et al.* [82,84] y Kehler *et al.* [100] utilizan formadores de rendijas cerámicos recubiertos de PTFE, con un torque aplicado de 7,9 N-m; en tanto que Duna *et al.* [82,83] utilizan formadores de rendijas de PTFE, con un torque aplicado de 0,35 N-m. Los potenciales de repasivación obtenidos en el presente trabajo

fueron consistentes con los reportados por Evans *et al.* y Kehler *et al.* Los potenciales de repasivación obtenidos por Dunn *et al.* son significativamente más elevados. Esta discrepancia puede atribuirse fundamentalmente a que Dunn *et al.* utilizan formadores de PTFE. El PTFE presenta una deformación plástica a bajas tensiones, lo cual impide que se le apliquen torques elevados. Por otra parte, el PTFE es capaz de relajar tensiones a deformación constante. Estas características hacen que las rendijas así formadas tengan una menor severidad que las obtenidas con formadores de rendijas de material cerámico cubiertos con cinta de PTFE.

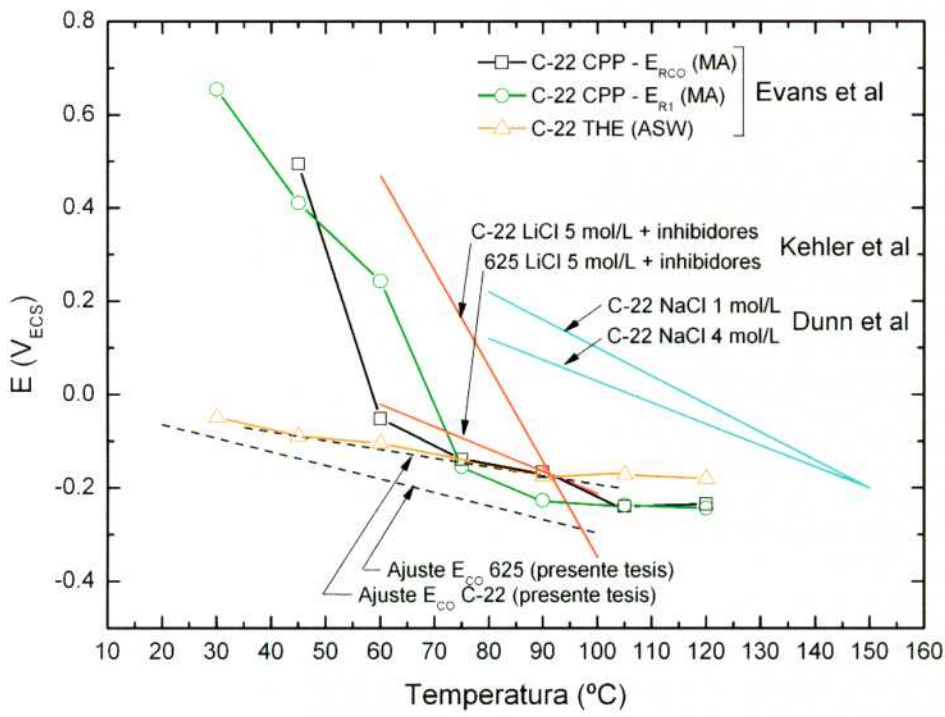


Figura 187: Potenciales de repasivación en función de la temperatura para la aleación C-22 y 625. Resultados del presente trabajo y de la bibliografía.

Las publicaciones reseñadas coinciden en señalar que la susceptibilidad a la corrosión en rendijas de la aleación C-22 aumenta con la temperatura y la concentración de cloruros en solución [100,104]. Se ha reportado una relación del tipo indicado en la **Ecuación (15)** para el potencial de repasivación en función de la concentración de cloruro, en la que las constantes A y B dependen de la temperatura [82].

$$E_R = A - B \log [Cl^-] \tag{15}$$

Kehler *et al.* afirman que las altas temperaturas aumentan la movilidad de los iones cloruro facilitando la formación de la solución crítica en la rendija [36]. En la **Figura 187** se observa el efecto de los inhibidores de la corrosión sobre los potenciales de repasivación de las aleaciones C-22 y 625. Se han hallado una serie de oxianiones inhibidores (NO_3^- , CO_3^{2-} , SO_4^{2-}) que son capaces de mitigar o evitar la corrosión localizada [101,104]. El inhibidor más importante de los señalados es el nitrato, que se halla comúnmente en aguas subterráneas. Se ha observado que la inhibición de la corrosión en rendijas depende fundamentalmente de la relación de concentraciones $R = [\text{inhibidor}] / [\text{cloruro}]$, existiendo una relación crítica (R_{CRIT}) para la cual se logra la inhibición total [100]. Se ha establecido que para el caso del NO_3^- , el valor de la relación es aproximadamente $R_{CRIT} = 0,2$ [101,104]. Los potenciales de repasivación informados por Kehler *et al.* se obtuvieron en

soluciones con una relación mucho menor a la relación crítica ($R = 0,01$). A consecuencia de esto, son mucho mayores a los de este trabajo, en el que no se empleó inhibidor alguno.

En la **Figura 186** puede observarse la existencia de temperaturas mínimas por debajo de las cuales no se detectó corrosión localizada. La susceptibilidad a la corrosión localizada (picado, en rendijas e intergranular) se puede evaluar mediante ensayos electroquímicos o de inmersión. Los ensayos de inmersión se utilizan para evaluar las temperaturas críticas de picado y de corrosión en rendijas (**Sección 1.4.2.3**). Estas son las temperaturas mínimas a las cuales una aleación puede sufrir picado o corrosión en rendijas cuando es expuesta a la presencia de cloruros en condiciones oxidantes. Para evaluar CPT y CCT se utiliza comúnmente la norma ASTM G 48 C y D que consiste en la inmersión de probetas con y sin formadores de rendijas en 6% FeCl_3 a diferentes temperaturas [105]. Las CCT no se evalúan por encima de 85 °C debido a que por encima de esa temperatura las soluciones de FeCl_3 pierden estabilidad.

En la **Tabla 16** se observa que existe una correlación entre la CCT y la temperatura mínima en la que se detectó corrosión en rendijas en CaCl_2 5 mol/L [106,107]. Puede observarse que la temperatura mínima de corrosión en rendijas disminuyó conforme disminuyó la cantidad de Mo de cada aleación. De la misma forma se observa que la CCT para cada aleación fue mayor que la que se detectó en el presente trabajo en CaCl_2 5 mol/L. Esto pone en evidencia la severidad de la solución con la que se obtuvieron los potenciales de repasivación. Por otra parte, se evidenció que la CCT obtenida mediante la norma ASTM G48 es sólo un valor indicativo.

Aleación	CCT (°C) (ASTM G48)	T mínima corrosión en rendijas en CaCl_2 5 mol/L (°C)
HYBRID-BC1	>85 °C	60
C-22HS	>85 °C	40
C-22	80 °C	40
625	40 °C	-

Tabla 16: Valores CCT y temperatura mínima en la que se detectó corrosión en rendijas en las condiciones de la presente tesis.

4.1.2 Ensayos sin Corrosión Localizada

En la **Figura 186** puede verse la existencia de una temperatura mínima, para cada aleación, debajo de la cual no se detectó corrosión localizada para el medio en que se realizaron los ensayos (CaCl_2 5 mol/L). Estos ensayos están caracterizados por una histéresis inversa durante la etapa galvanostática en el que el potencial, en lugar de disminuir, aumentó, o no cambió su valor durante la etapa galvanostática. De esta forma, no se pudo obtener E_{CO} debido a la ausencia de la intersección de las curvas potenciodinámicas. Una forma de cuantificar los ensayos en los que esto ocurre es extrapolando un ajuste por cuadrados mínimos de la zona pasiva de la curva potenciodinámica directa y la zona lineal del barrido potenciodinámico inverso del gráfico semilogarítmico de polarización del método PD-GS-PD. La intersección de ambas rectas da un pseudo-valor de E_{CO} (al que se llamó $\underline{E}_{CO}$ *subrayado*). En las **Figuras 188-214** se visualiza la determinación de $\underline{E}_{CO}$ por este método para cada ensayo en los que no se detectó corrosión localizada. A la derecha de cada gráfica se expone una macrografía de la probeta, en la que puede verse la ausencia total de ataque localizado (las marcas blancas que se visualizan pertenecen al recubrimiento de Teflón® sobre el formador artificial de rendijas).

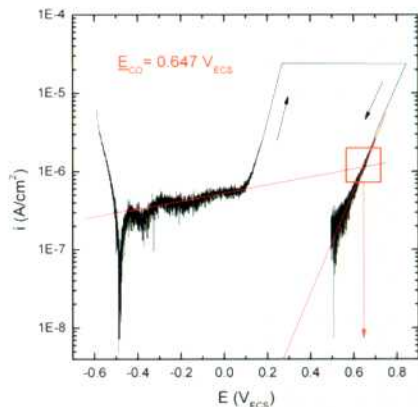


Figura 188: Determinación del Potencial de Repasivación de no corrosión (E_{CO}) de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 60 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = 0,647 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°1.



Figura 189: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 60 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD en el que no se detectó corrosión localizada. Ensayo N°1 Lado 2.

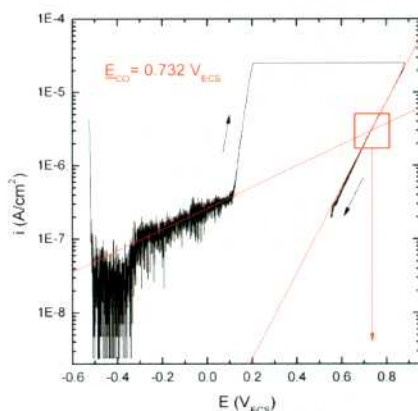


Figura 190: Determinación del Potencial de Repasivación de no corrosión (E_{CO}) de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 40 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = 0,732 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°1.



Figura 191: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 40 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD en el que no se detectó corrosión localizada. Ensayo N°1 Lado 1.

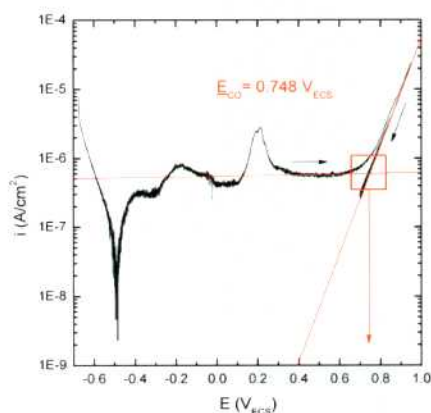


Figura 192: Determinación del Potencial de Repasivación de no corrosión (E_{CO}) de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 30 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = 0,748 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°1.

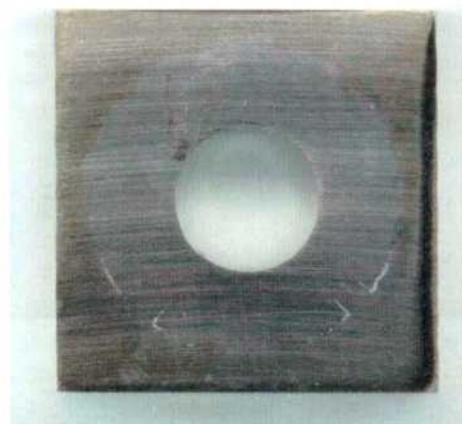


Figura 193: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 30 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD en el que no se detectó corrosión localizada. Ensayo N°1 Lado 2.

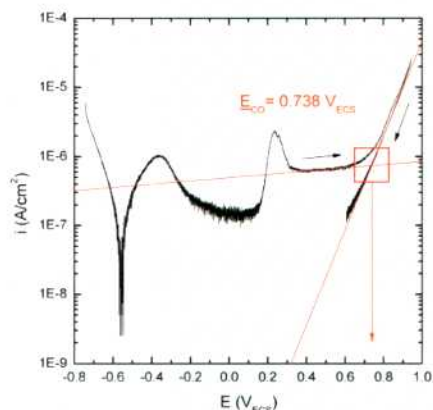


Figura 194: Determinación del Potencial de Repasivación de no corrosión (E_{CO}) de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 30 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = 0,738 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°2.



Figura 195: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 30 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD en el que no se detectó corrosión localizada. Ensayo N°2 Lado 1.

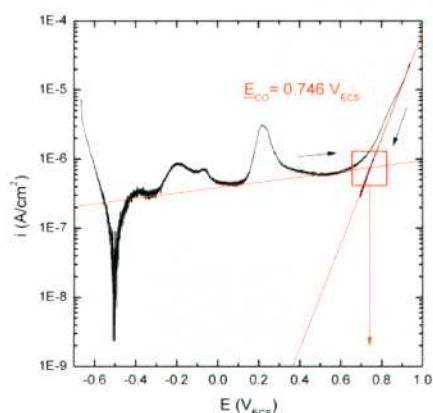


Figura 196: Determinación del Potencial de Repasivación de no corrosión (E_{CO}) de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 30 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = 0,746 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°3.



Figura 197: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 30 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD en el que no se detectó corrosión localizada. Ensayo N°3 Lado 2.

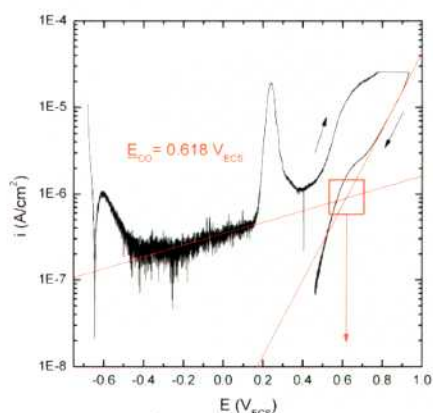


Figura 198: Determinación del Potencial de Repasivación de no corrosión (E_{CO}) de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 40 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = 0,618 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°1.



Figura 199: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 40 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD en el que no se detectó corrosión localizada. Ensayo N°1 Lado 1.

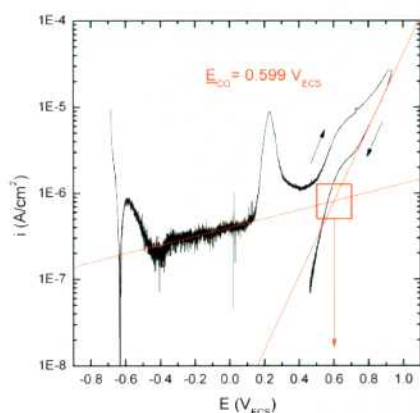


Figura 200: Determinación del Potencial de Repasivación de no corrosión (E_{CO}) de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 30 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = 0,599 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°1.

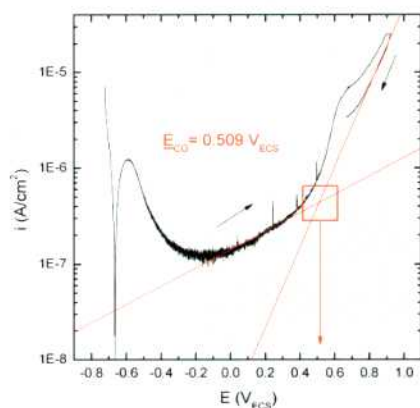


Figura 202: Determinación del Potencial de Repasivación de no corrosión (E_{CO}) de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 30 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = 0,509 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°2.

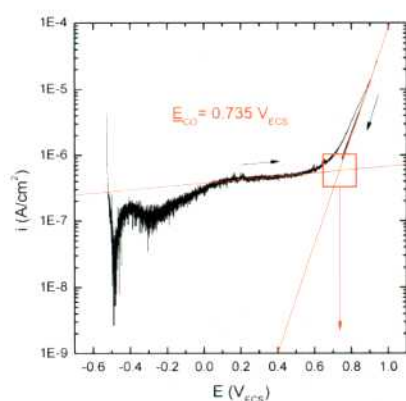


Figura 204: Determinación del Potencial de Repasivación de no corrosión (E_{CO}) de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 30 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = 0,735 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°3.



Figura 201: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 30 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD en el que no se detectó corrosión localizada. Ensayo N°1 Lado 1.



Figura 203: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 30 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD en el que no se detectó corrosión localizada. Ensayo N°2 Lado 1.



Figura 205: Imagen de la probeta PCA de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L a 30 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD en el que no se detectó corrosión localizada. Ensayo N°3 Lado 1.

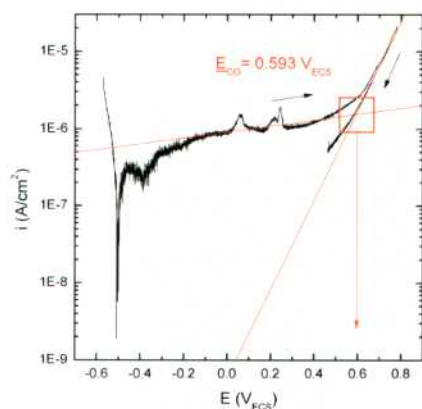


Figura 206: Determinación del Potencial de Repasivación de no corrosión (E_{CO}) de la aleación HYBRID-BC1 en CaCl_2 5 mol/L a 60 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = 0,593 V_{ECS}$. Ensayo N°2.

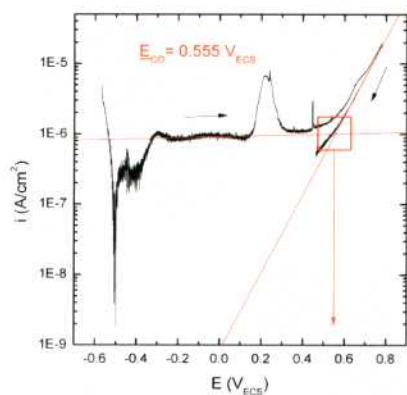


Figura 208: Determinación del Potencial de Repasivación de no corrosión (E_{CO}) de la aleación HYBRID-BC1 en CaCl_2 5 mol/L a 60 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = 0,555 V_{ECS}$. Ensayo N°4.

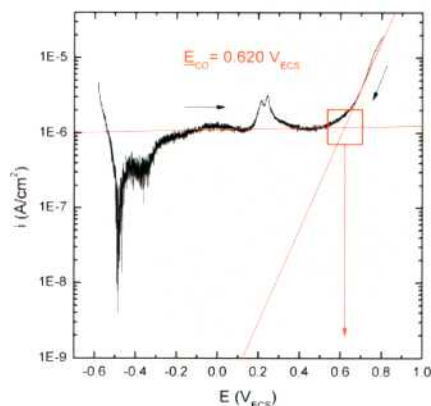


Figura 210: Determinación del Potencial de Repasivación de no corrosión (E_{CO}) de la aleación HYBRID-BC1 en CaCl_2 5 mol/L a 50 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = 0,620 V_{ECS}$. Ensayo N°1.



Figura 207: Imagen de la probeta PCA de la aleación HYBRID-BC1 en CaCl_2 5 mol/L a 60 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD en el que no se detectó corrosión localizada. Ensayo N°2 Lado 2.

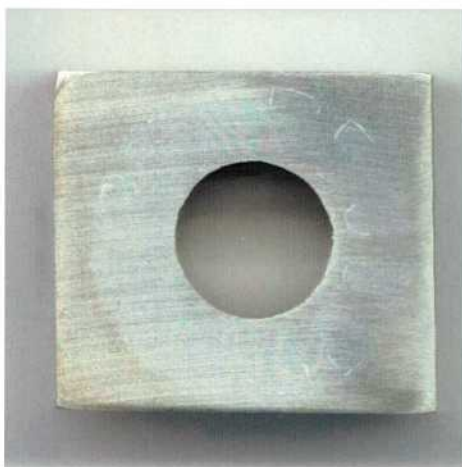


Figura 209: Imagen de la probeta PCA de la aleación HYBRID-BC1 en CaCl_2 5 mol/L a 60 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD en el que no se detectó corrosión localizada. Ensayo N°4 Lado 2.



Figura 211: Imagen de la probeta PCA de la aleación HYBRID-BC1 en CaCl_2 5 mol/L a 50 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD en el que no se detectó corrosión localizada. Ensayo N°1 Lado 1.

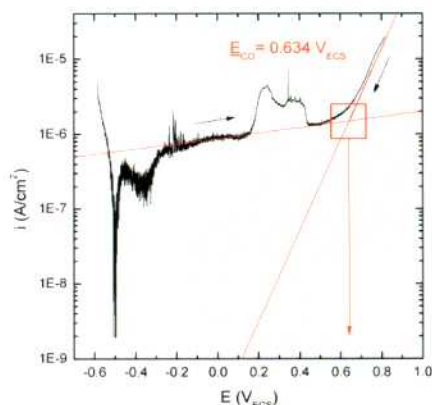


Figura 212: Determinación del Potencial de Repasivación de no corrosión (E_{CO}) de la aleación HYBRID-BC1 en CaCl_2 5 mol/L a 50 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = 0,634 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°2.



Figura 213: Imagen de la probeta PCA de la aleación HYBRID-BC1 en CaCl_2 5 mol/L a 50 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD en el que no se detectó corrosión localizada. Ensayo N°2 Lado 1.

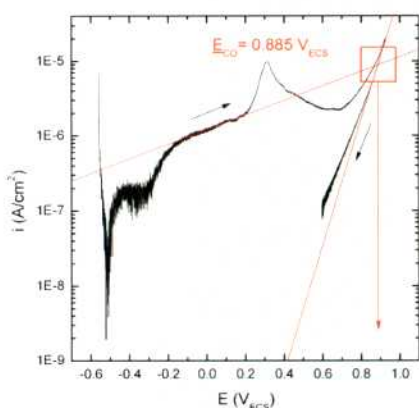


Figura 214: Determinación del Potencial de Repasivación de no corrosión (E_{CO}) de la aleación HYBRID-BC1 en CaCl_2 5 mol/L a 50 °C por el método PD-GS-PD. Medio desaireado. $E_{CO} = 0,885 \text{ V}_{ECS}$. Ensayo N°3.



Figura 215: Imagen de la probeta PCA de la aleación HYBRID-BC1 en CaCl_2 5 mol/L a 50 °C luego de realizado el ensayo con el método PD-GS-PD en el que no se detectó corrosión localizada. Ensayo N°3 Lado 2.

En las **Figuras 216-218** se representaron de forma conjunta los potenciales de repasivación (E_{CO}) de las aleaciones C-22, C-22HS y HYBRID-BC1 en función de la temperatura y los potenciales en los que no hubo corrosión en rendijas (E_{CO}). Los potenciales obtenidos por este método de extrapolación fueron muy superiores a los que se obtuvieron en los casos en que hubo corrosión en rendijas. Así mismo puede notarse un crecimiento de los valores E_{CO} a medida que descende la temperatura, tal como sucede con los potenciales de repasivación (E_{CO}) calculados anteriormente. Estos valores de E_{CO} no están asociados a la corrosión en rendijas, sino al potencial de inicio de la transpasividad. Por lo tanto, no son potenciales de repasivación reales. Los mismos resultan útiles para indicar visualmente las condiciones en las cuales no ocurrió la corrosión en rendijas.

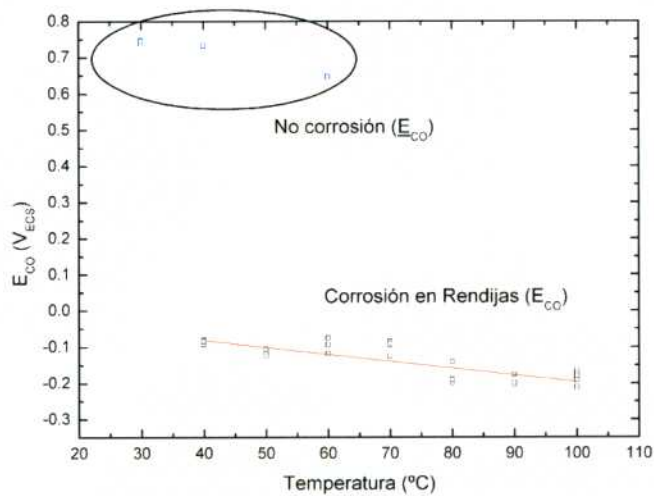


Figura 216: Potencial de repasivación (E_{CO}) en función de la temperatura de la aleación C-22 en solución desaireada de $CaCl_2$ 5 mol/L y potenciales de no corrosión (E_{CO}).

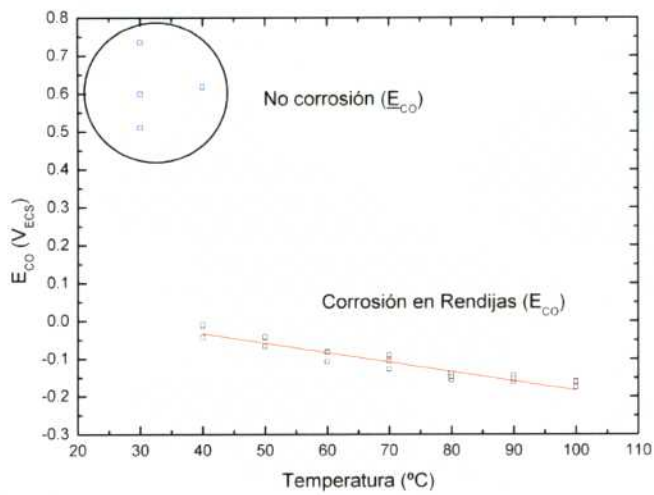


Figura 217: Potencial de repasivación (E_{CO}) en función de la temperatura de la aleación C-22HS en solución desaireada de $CaCl_2$ 5 mol/L y potenciales de no corrosión (E_{CO}).

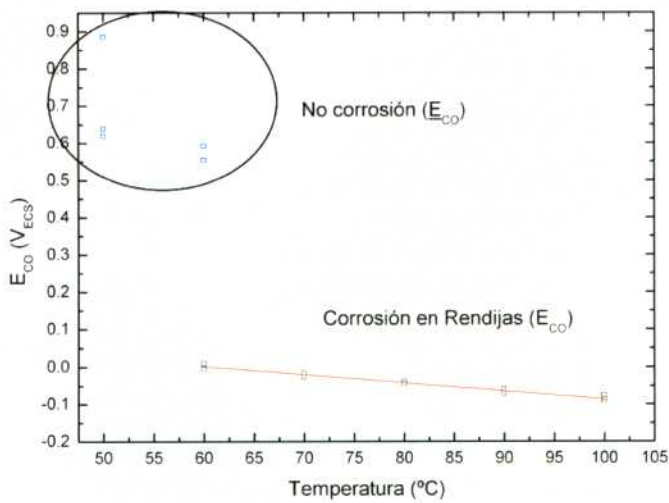


Figura 218: Potencial de repasivación (E_{CO}) en función de la temperatura de la aleación HYBRID-BC1 en solución desaireada de $CaCl_2$ 5 mol/L y potenciales de no corrosión (E_{CO}).

4.1.3 Evolución de E_{CORR} en la Etapa Previa al Pretratamiento Catódico

En la **Figura 219** están representados el promedio de los valores finales de E_{CORR} para las aleaciones 625, C-22, C-22HS y HYBRID-BC1 en CaCl_2 5 mol/L desaireado, a temperaturas de 20 a 100 °C. El potencial de corrosión se midió durante 10 minutos en la etapa previa al pretratamiento catódico correspondiente a los ensayos PD-GS-PD. Puede verse una gran estabilidad a temperaturas mayores a 50 °C para todas las aleaciones. A la temperatura de 50 °C se observó un aumento abrupto de E_{CORR} para la aleación HYBRID-BC1 y por debajo de esta temperatura se observó un aumento de E_{CORR} para las demás aleaciones. En particular, la aleación 625 presentó una disminución de E_{CORR} a la temperatura de 20 °C, en la que se observa que alcanza un valor similar a los de alta temperatura.

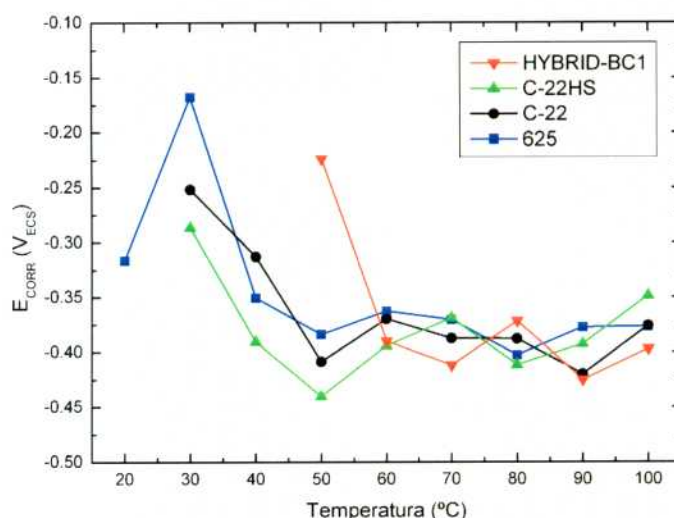


Figura 219: E_{CORR} de las aleaciones 625, C-22, C-22HS y HYBRID-BC1 luego de 10 minutos en CaCl_2 5 mol/L en función de la temperatura. Los valores son un promedio de los ensayos individuales para cada aleación

Diversos autores realizaron mediciones del potencial de corrosión en CaCl_2 5 mol/L desaireado y observaron que el valor no presentó demasiados cambios con el aumento de la temperatura [99,108]. Evans *et al.* estudiaron el potencial de corrosión de la aleación C-22 (MA) en CaCl_2 5 mol/L a un pH 6,4 y a temperaturas entre 45°C y 90°C. Estos autores reportan que E_{CORR} disminuye ligeramente (menos de 40 mV) al aumentar la temperatura. Según esto autores, las mediciones realizadas a temperaturas mayores (105°C y 120°C) registraron un ligero aumento de E_{CORR} (menos de 30 mV) [99]. En la **Figura 220** se observa una comparación de los resultados presentados por estos autores y los resultados de la presente tesis. Puede observarse que los potenciales medidos por un periodo de 24 hs fueron ligeramente menores a los obtenidos en la presente tesis. Sin embargo, puede notarse cierta estabilidad para temperaturas mayores 50 °C en ambos trabajos. Las pequeñas fluctuaciones en los potenciales de corrosión pueden ser atribuidas a diferentes concentraciones de oxígeno en la solución electrolítica, contaminación de la superficie del papel abrasivo, etc. [78].

Rebak *et al.* estudiaron el potencial de corrosión de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L a 120 °C y reportan un valor medio de -377 ± 28 mV_{ECS} luego de 24 hs de medición [102]. Este es un valor semejante al que se obtuvo en este trabajo para temperaturas mayores a 60 °C, a pesar de que las mediciones se realizaron por un periodo muy corto de tiempo (10 minutos aprox.) y los investigadores informan que el potencial de

corrosión presenta un periodo de estabilización de 3 horas [99]. Según Evans *et al.*, para una determinada condición de la superficie y medio ambiente, se puede esperar que E_{CORR} disminuya linealmente a medida que aumenta la temperatura por medio de la ecuación de Nernst. Sin embargo, estos autores afirman que la no linealidad puede sugerir que E_{CORR} es controlado por la composición del electrolito, es decir la agresividad de los electrolitos tiene un efecto más importante que el de la temperatura [99].

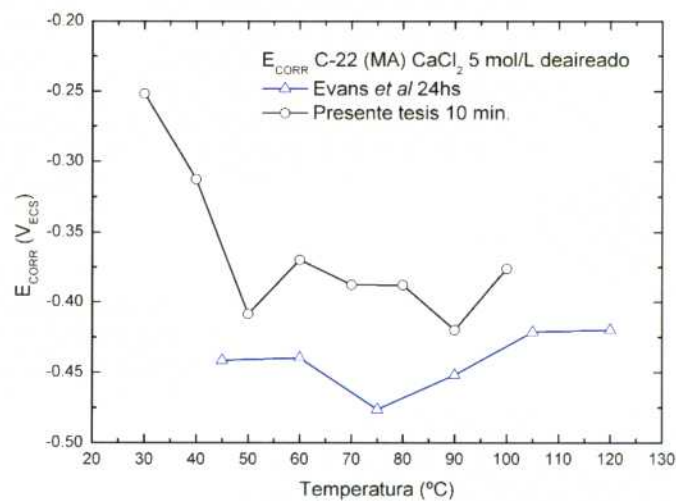


Figura 220: E_{CORR} de las aleaciones C-22 en $CaCl_2$ 5 mol/L registrado por Evans *et al.* y los obtenidos en este trabajo.

4.1.4 Corriente en el Pretratamiento Catódico

Los valores de la corriente catódica (I_C) de limpieza, aplicada al comenzar el ciclo PD-GS-PD, se debió disminuir un orden de magnitud el valor aplicado para bajas temperaturas (**Anexo**). La corriente catódica fue de 50 μA a altas temperaturas ($T \sim 60-100\text{ }^{\circ}C$) y 5 μA a temperaturas más bajas ($T \sim 20-50\text{ }^{\circ}C$). La razón de esto fue que la aplicación de una corriente catódica alta generó una gran cantidad de oxígeno en el contraelectrodo y esto interfería con la realización de la curva de polarización. Un ejemplo del efecto del oxígeno generado por un exceso de la corriente catódica sobre la curva de polarización puede verse en la **Figura 221**.

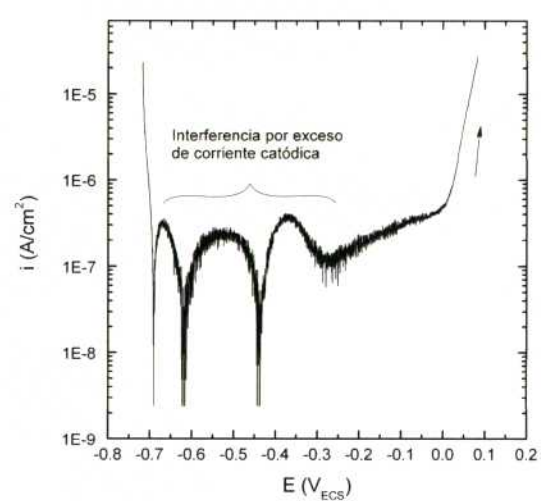


Figura 221: Interferencia generada por un exceso de la corriente catódica durante la polarización de una probeta de aleación C-22 a 50 °C en $CaCl_2$ 5 mol/L desaireado (I_C 50 μA).

4.1.5 Etapa Potenciodinámica en el Sentido Anódico (PD)

Las curvas de polarización se realizaron en las aleaciones estudiadas en este trabajo utilizando un medio libre de oxígeno. De esta manera permitieron evaluar el comportamiento anódico en un amplio rango de potenciales en función de la temperatura. Lo que se detalla a continuación constituye la primera etapa del método PD-GS-PD.

En la **Figura 222** se representan las curvas de polarización de la aleación 625 realizadas en CaCl_2 5 mol/L en condición desaireada. Aquí se han representado en forma superpuesta las curvas de polarización de esta aleación a las temperaturas de 100, 80, 60, 40 y 20 °C. En las **Figuras 223-225** están representadas las curvas de polarización de las aleaciones C-22 (a 100, 80, 60, 40 y 30 °C), C-22HS (a 100, 80, 60, 40 y 30 °C) y HYBRID-BC1 (a 100, 80, 60 y 50 °C).

En la **Figura 226** se representaron de forma superpuesta las curvas de polarización de las cuatro aleaciones realizadas en CaCl_2 5 mol/L desaireado entre temperatura de 30 a 100 °C, con el fin de analizar el comportamiento relativo entre ellas.

Al disminuir la temperatura de los ensayos pudo verse un aumento de los límites de potencial entre los que se desarrolló la polarización, para todas las aleaciones. Estos límites de potencial de polarización fueron mayores para las temperaturas en las que no se registró corrosión localizada (curvas de polarización a 30 °C en las **Figuras 223 y 224** y a 50 °C en la **Figura 225**). En general, se registró para todas las aleaciones, un aumento del potencial de corrosión (cambio del signo de la corriente durante el barrido potenciodinámico) a medida que aumentó la temperatura. Esto se observó claramente para la aleación 625 (**Figura 222**). En la aleación C-22 hubo una gran dispersión en los potenciales de corrosión a medida que se aumentó la temperatura del ensayo y no se notó la misma tendencia que en las otras aleaciones (**Figura 223**).

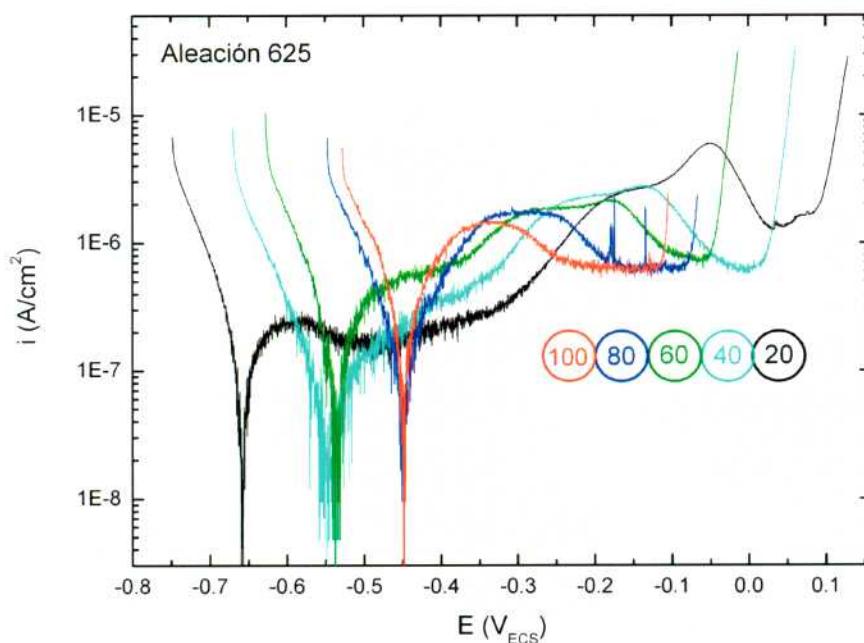


Figura 222: Curvas de polarización de la aleación 625 en CaCl_2 5 mol/L. Medio desaireado. Temperaturas de ensayo 100, 80, 60, 40 y 20 °C.

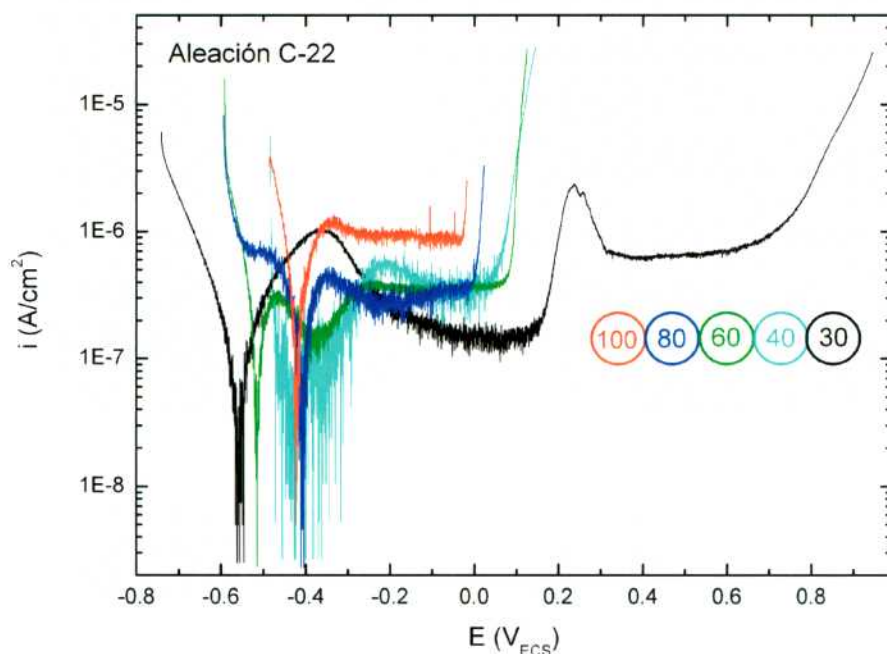


Figura 223: Curvas de polarización de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L. Medio desaireado. Temperaturas de ensayo 100, 80, 60, 40 y 30 °C (30°C sin corrosión localizada).

De la misma forma, con el aumento de la temperatura se registró una disminución del potencial de ruptura de la pasividad. Esta tendencia se puede ver para las cuatro aleaciones. En particular a las temperaturas en que no se registró corrosión localizada (30 °C en para las aleaciones C-22 y C-22HS y 50 °C para la aleación HYBRID-BC1) los potenciales de ruptura de la pasividad fueron considerablemente más altos que a temperaturas superiores (**Figuras 223-225**).

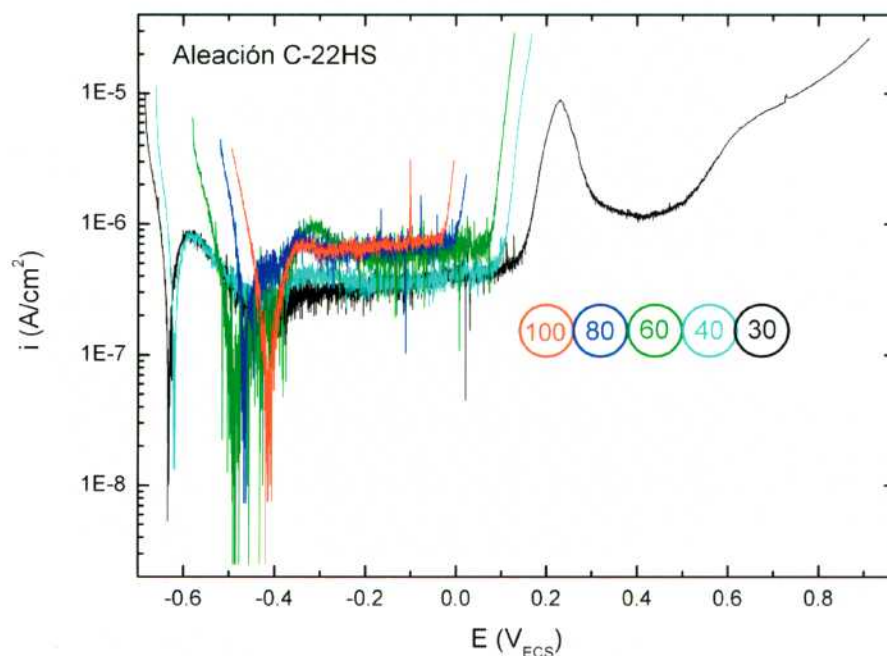


Figura 224: Curvas de polarización de la aleación C-22HS en CaCl_2 5 mol/L. Medio desaireado. Temperaturas de ensayo 100, 80, 60, 40 y 30 °C (30°C sin corrosión localizada).

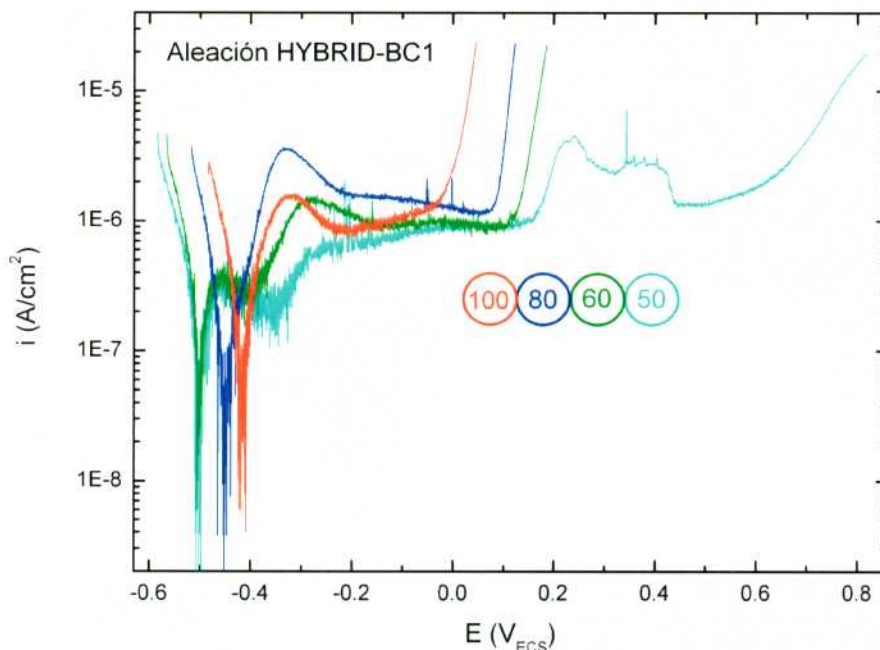


Figura 225: Curvas de polarización de la aleación HYBRID-BC1 en CaCl_2 5 mol/L. Medio desaireado. Temperaturas de ensayo 100, 80, 60 y 50 °C (50 °C sin corrosión localizada).

En general, puede observarse que la densidad de corriente en la zona de pasividad aumentó levemente conforme aumentó la temperatura para las aleaciones 625 y C-22HS. Por otra parte para la aleación HYBRID-BC1 puede verse que a 80 °C la densidad de corriente en la zona pasiva es mayor que a las otras temperaturas de medición (**Figura 225**). En la aleación C-22 no se registró una tendencia, a excepción de las temperaturas límites de ensayo.

Los gráficos de polarización, realizados a las temperaturas en las que no se detectó corrosión localizada para cada aleación poseen mucha similitud. En los tres casos (aleaciones C-22, C-22HS y HYBRID-BC1) se obtuvieron potenciales críticos elevados en los que ocurrió la ruptura de la pasividad ($E > 0,8 \text{ V}_{\text{ECS}}$). Además, se observó un pico anódico (en el cual la densidad de corriente alcanza un máximo relativo en un intervalo de potenciales conforme se avanza con la polarización). Para potenciales mayores al del pico, la probeta volvió a repasivarse, presentando una densidad de corriente levemente mayor que para potenciales menores al del pico. La densidad de corriente del pico anódico aumentó aproximadamente en un orden de magnitud respecto de la densidad de corriente de la zona pasiva para las aleaciones C-22 y C-22HS. Para la aleación HYBRID-BC1, el aumento de la densidad de corriente fue menor, observándose la presencia de un segundo pico (**Figura 225**).

La aleación 625 también presentó un pico anódico (potencial de ruptura de la pasividad) luego del cual la probeta volvió a repasivarse, disminuyendo la densidad de corriente. Este pico anódico presentó densidades de corriente más altas a medida que se disminuyó la temperatura de los ensayos de polarización y se observó una marcada tendencia a separarse en dos picos de diferente densidad de corriente cuanto menor fue la temperatura de ensayo (**Figura 222**).

En la **Figura 226** pueden observarse los gráficos de polarización para las cuatro aleaciones de 30 a 100 °C. En todas las aleaciones puede verse una amplia zona de pasividad, seguida de un incremento de la densidad de corriente atribuido a la disolución transpasiva de uno o más aleantes (Ni, Cr y/o Mo).

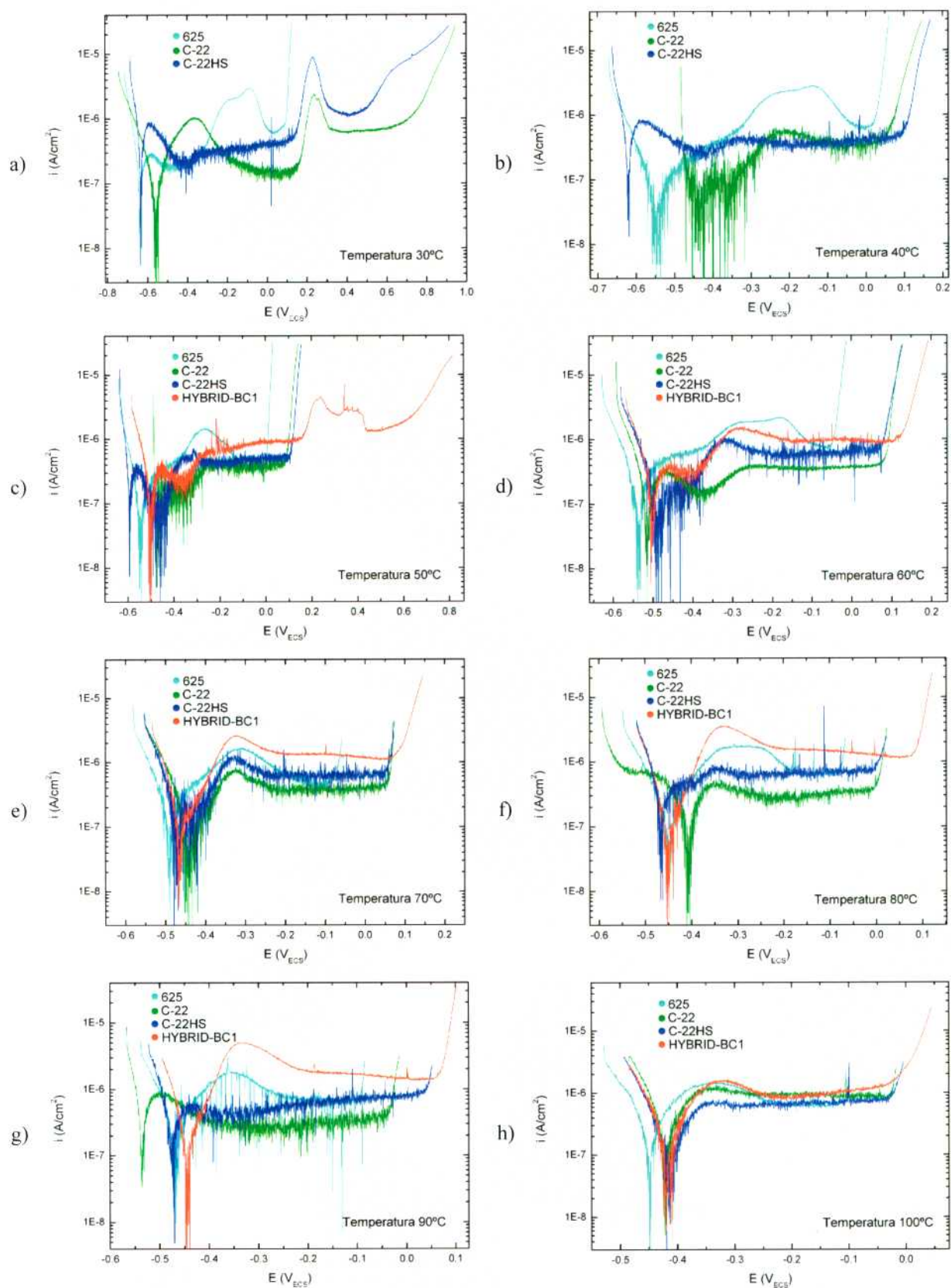


Figura 226: Curvas de polarización de las aleaciones 625, C-22, C-22HS y HYBRID-BC1 en CaCl₂ 5 mol/L. Medio desaireado. Temperatura de ensayo 30 (a), 40 (b), 50 (c), 60 (d), 70 (e), 80 (f), 90 (g) y 100 °C (h).

Para todas las temperaturas pudo verse que el potencial de ruptura de la pasividad de la aleación 625 fue inferior al de las demás aleaciones, y en general le siguieron en orden creciente de potenciales de ruptura las aleaciones C-22, C-22HS y HYBRID-BC1. Los potenciales de ruptura de pasividad de las aleaciones C-22 y C-22HS fueron muy similares para las temperaturas de 50 a 100 °C (**Figuras 226 c-h**). Las aleaciones C-22, C-22HS y HYBRID-BC1 presentaron potenciales de ruptura de la pasividad similares a 100 °C (**Figura 226 h**).

Se registraron diferencias entre las densidades de corriente de la zona pasiva de cada aleación. Estas diferencias fueron mayores conforme se disminuyó la temperatura de ensayo. A bajas temperaturas (30-40 °C) la densidad de corriente registrada dependió del rango de potenciales considerado, debido a la presencia de picos anódicos. Para bajas y medias temperaturas de ensayo (40-60 °C) se observaron diferentes picos en donde la densidad de corriente aumentó. La aleación con mayor cantidad de molibdeno (HYBRID-BC1) presentó mayor densidad de corriente en relación con las otras aleaciones. Esto ocurrió principalmente a la temperaturas de 70 a 100 °C. Le siguieron en densidades de corriente decrecientes las aleaciones 625 y C-22HS. La aleación C-22 presentó la menor densidad de corriente para temperaturas de 50-100 °C. A 100 °C la densidad de corriente de la zona pasiva se hizo muy similar para todas las aleaciones.

El picado metaestable es un proceso estocástico que ocurre a potenciales menores al correspondiente a la propagación de picaduras estables. Stockert *et al.* [109] han examinado la influencia del picado metaestable en la formación de corrosión en rendijas. Sus estudios conducen a que la corrosión en rendijas debería iniciarse por medio de la ocurrencia de una cierta cantidad de picaduras metaestables, que contribuirían a la depasivación de la aleación. La frecuencia con la que se producen los eventos metaestables depende de las condiciones ambientales, especialmente del potencial y la temperatura. El período de incubación para la propagación estable de la corrosión en rendijas es el tiempo que transcurre hasta que se forma una picadura metaestable en un sitio favorable. Los sitios favorables podrían ser zonas adyacentes a las inclusiones, puntos de contacto con las paredes de las rendijas, etc. [18]. Stockert *et al.* [109] afirman que, en los aceros inoxidables, el aumento de la temperatura aumenta la frecuencia del picado metaestable. Esta observación se la pudo extender a los ensayos de polarización de las aleaciones 625, C-22, C-22HS y HYBRID-BC1. En las **Figuras 222-225** puede observarse un aumento del picado metaestable con el aumento de la temperatura, para cada una de las aleaciones. Kehler *et al.* [36] realizaron ensayos potenciodinámicos en las aleaciones C-22 y 625 en LiCl 5 mol/L + Na₂SO₄ + NaNO₃ en una relación 100:1 entre cloruros y oxianiones, a pH 7,75, entre 60 y 95 °C. Estos investigadores obtuvieron una mayor cantidad de picado metaestable en la aleación 625 que el que registraron en la aleación C-22. Esto puede corroborarse en la presente tesis y extrapolarse a las aleaciones con mayor cantidad de Mo, dado que en las aleaciones C22HS y HYBRID-BC1 hubo una menor cantidad de picado metaestable en la zona de pasividad que el registrado en las aleaciones C-22 y 625 (**Figura 226**).

Kehler *et al.* también analizaron el comportamiento del potencial de ruptura de la pasividad de las aleaciones 625 y C-22 y obtuvieron que este potencial disminuye con el aumento de la temperatura de ensayo, lo cual también pudo verificarse en el presente trabajo en las **Figuras 222-225** [36,99]. Ilevbare *et al.* observaron que la aleación C-22 en CaCl₂ 5 mol/L presenta picos anódicos de densidad de corriente en los que la aleación se repasiva con el avance de la polarización. Esto también pudo verificarse en el presente trabajo como se observa en la **Figura 223**. Se desconoce el origen de estos picos anódicos [108]. Los mismos autores afirman que la aleación C-22 presenta una segunda zona de pasividad luego del pico anódico, con una densidad de corriente pasiva mayor que

la primera zona pasiva y que estos picos anódicos son más amplios y tienen densidades de corriente mayores conforme disminuye la temperatura [110]. Este mismo comportamiento se observó para las cuatro aleaciones que forman parte de la tesis (**Figuras 222-225**).

4.1.6 Evolución del Potencial en la Etapa Galvanostática (GS)

La Etapa Galvanostática, la cual se analiza a continuación, constituye la segunda etapa del método PD-GS-PD. En la **Figura 227** se presenta la evolución del potencial en función del tiempo durante la etapa galvanostática del método PD-GS-PD para las cuatro aleaciones. La etapa galvanostática consiste en forzar la circulación de una corriente determinada por un periodo de dos horas, en el que se produce el crecimiento del ataque por corrosión en rendijas y consecuentemente una disminución del potencial. En la **Figura 227** puede verse como disminuye el potencial para cada temperatura del ensayo, hasta alcanzar un valor estable. El valor estable y de transición (el valor del potencial registrado durante los primeros instantes de la etapa) disminuyó conforme los ensayos se realizaron a mayor temperatura. En particular a la temperatura a la cual no se registró corrosión en rendijas, el potencial no presentó variación en el tiempo, o presentó una variación mucho menor que en los casos en que sí hubo corrosión localizada. Puede verse que los valores de potencial en los que no se registró corrosión en rendijas fueron mucho más altos que en los que sí se registró corrosión localizada. En particular en la aleación 625 no se detectó una temperatura a la cual el potencial se mantuviera constante, debido a que se detectó corrosión localizada en todo el rango de temperaturas estudiado.

En la **Figura 228** se graficó el comportamiento del potencial de las cuatro aleaciones, medido durante la etapa galvanostática, para temperaturas de 30 a 100 °C. Allí puede compararse la evolución del potencial en el tiempo y los valores estables de potencial de las cuatro aleaciones superpuestas. Se pudo observar que para todas las temperaturas hay una correlación entre la resistencia de la aleación a la corrosión localizada y el valor estable del potencial. Cuanto menor fue la resistencia de la aleación a la corrosión localizada, menor fue el potencial registrado. A la temperatura de 30 °C las aleaciones C-22 y C-22HS registraron valores similares del potencial medido en el tiempo durante la Etapa Galvanostática (sin corrosión localizada). Similar fue el comportamiento para las mismas aleaciones a 100 °C (sí hubo corrosión localizada en este caso).

Los valores de la corriente galvanostática (I_G) debieron sufrir modificaciones dependiendo de la temperatura (y de la aleación) a la cual se realizaron los ensayos. En general, a temperaturas mayores o iguales a 70 °C la corriente galvanostática se fijó en 30 μ A. Por debajo de 70 °C, se aumentó la corriente galvanostática en un orden de magnitud (300 μ A) para superar el pico anódico observado en algunos casos (**Anexo**). En particular la aleación HYBRID-BC1 debió ensayarse con corrientes galvanostáticas de 300 μ A en todo el rango de temperaturas (50-100 °C) debido a la aparición de picos anódicos de alta densidad de corriente incluso a temperaturas de 100 °C (**Figuras 157-183**).

El aumento de la corriente galvanostática conduciría a un aumento de la carga eléctrica acumulada que es proporcional a la magnitud del daño por corrosión en rendijas. Kehler *et al.* [36] afirman que el potencial de repasivación no depende en gran medida de la carga eléctrica acumulada para las aleaciones C-22 y 625. Evans *et al.* [98] afirman que el potencial de repasivación de aleación de C-22 en soluciones de NaCl puede depender de la cantidad de corriente que se aplica en el paso galvanostático. Sin embargo, según estos autores, la carga acumulada no afecta significativamente al potencial de repasivación de la aleación C-22 en soluciones de CaCl_2 de concentración 5 mol/L.

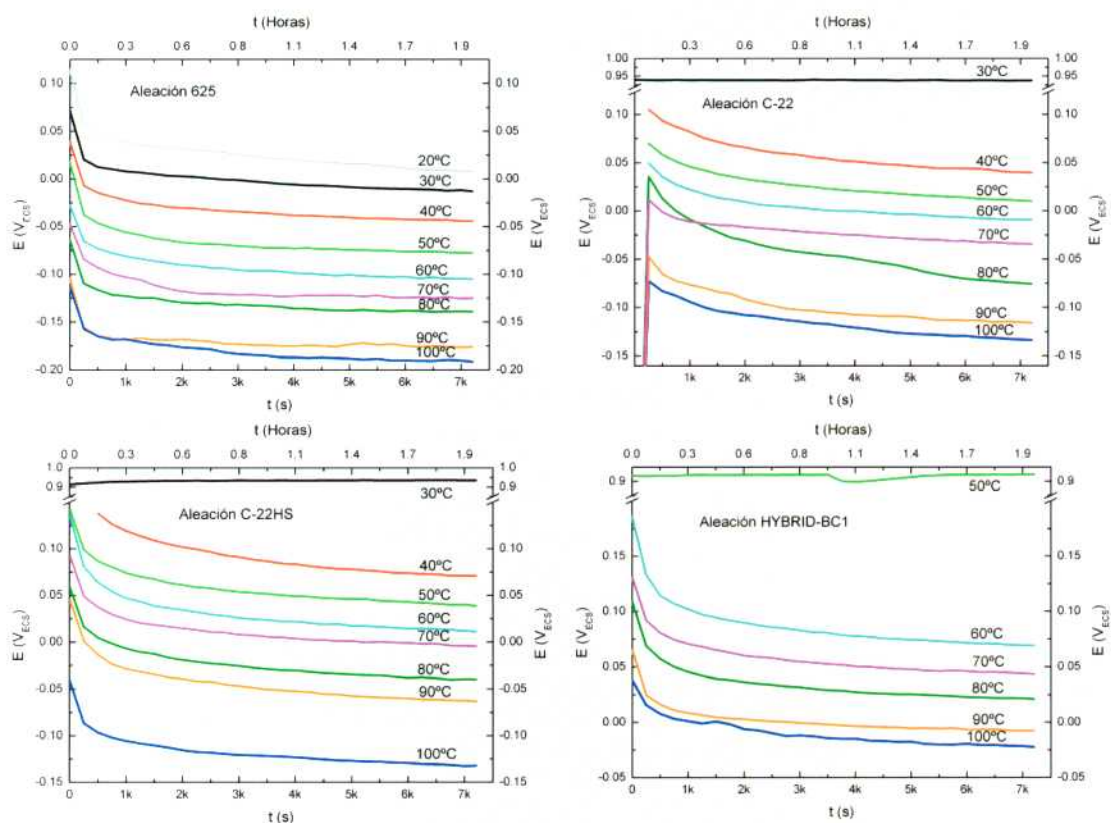


Figura 227: Potencial registrado en función del tiempo durante el ciclo galvanostático del método PD-GS-PD a diferentes temperaturas para las aleaciones 625, C-22, C-22HS y HYBRID-BC1.

Evans *et al.* [98] efectuaron ensayos con el método THE en solución de CaCl_2 5 mol/L a 60 °C para la aleación C-22. La corriente galvanostática aplicada fue de 20 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ durante dos horas. Durante la etapa galvanostática la disminución del potencial en función del tiempo mostró que la corrosión había nucleado en la rendija de la muestra. La disminución en el potencial durante el tratamiento galvanostático de 2 horas fue de 177 mV (de 200 mV_{ECS} a 23 mV_{ECS}). En la presente tesis la disminución del potencial durante la etapa galvanostática para la aleación C-22 en las mismas condiciones de ensayo (CaCl_2 5 mol/L 2 horas a 20 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$) fue de 155 mV (de 146 mV_{ECS} a -9 mV_{ECS}, **Figura 227**). Evans *et al.* [98] efectuaron otro ensayo con el método THE en la misma solución a 90 °C para la misma aleación. Una vez más, durante el período galvanostático el potencial se redujo de 76 a -72 mV_{ECS}. Una disminución total de 148 mV. En la presente tesis la corriente galvanostática para esa aleación y temperatura fue de 2 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ (**Anexo**). No obstante, la disminución del potencial durante la etapa galvanostática fue de 115 mV (-2 mV_{ECS} a -117 mV_{ECS}, **Figura 227**). Puede observarse una buena correlación entre los valores obtenidos y los existentes en la bibliografía, comprobando además que la densidad de corriente aplicada tiene poco o ningún efecto sobre el potencial de repasivación de la aleación C-22 en CaCl_2 5 mol/L [98]. Evans *et al.* afirman que es probable que si el tratamiento galvanostático hubiera continuado durante más tiempo, el potencial seguiría disminuyendo hasta alcanzar el valor del potencial de repasivación. Los mismos autores suponen que es posible que el efecto de la carga aplicada no sea detectado debido a la agresividad de la solución, la cual nuclearía rápidamente corrosión en rendijas en la aleación C-22 [98].

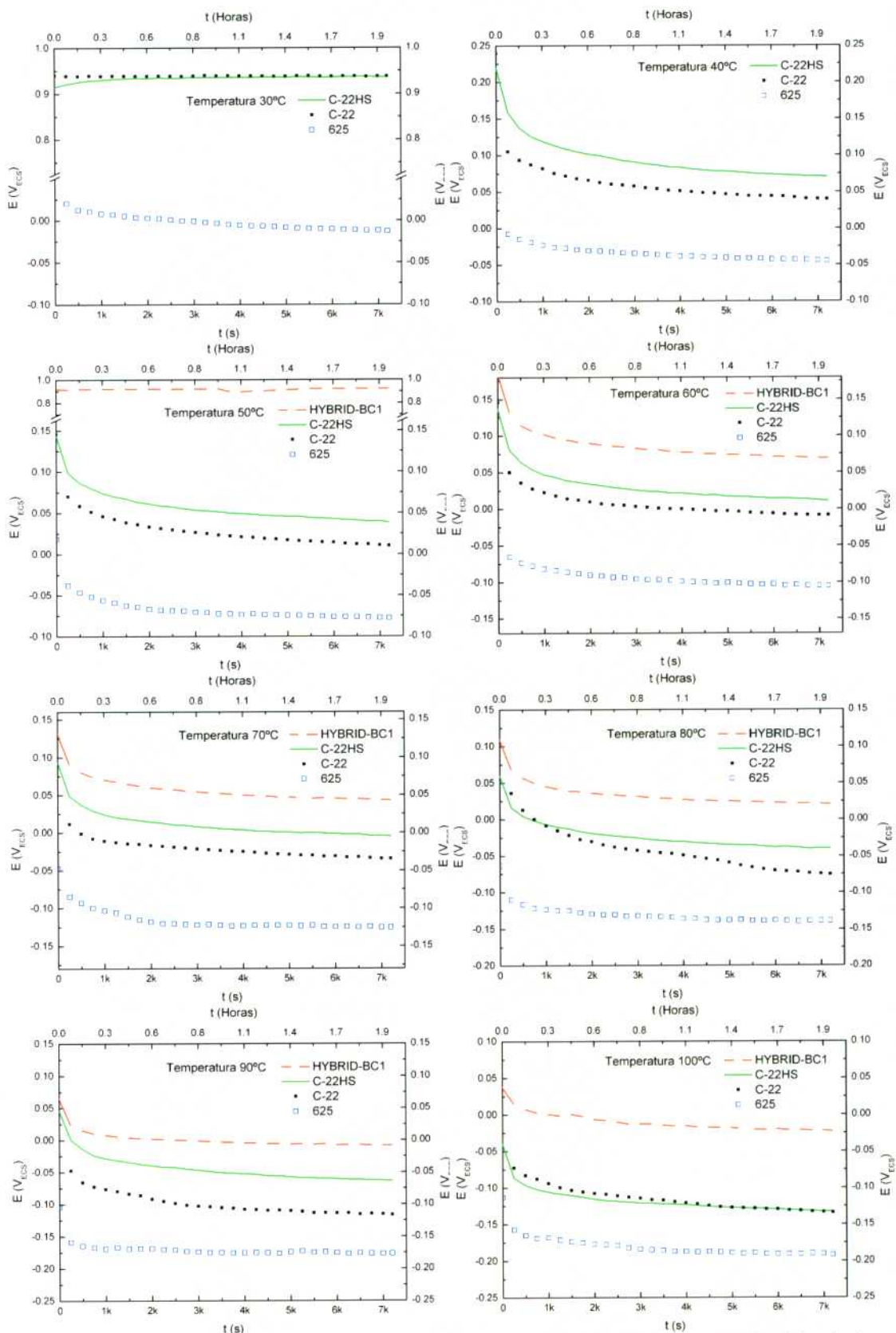


Figura 228: Potencial registrado en función del tiempo durante la etapa galvanostática del método PD-GS-PD a temperaturas de 30-100 °C para las aleaciones 625, C-22, C-22HS y HYBRID-BC1

4.1.7 Observación de las Probetas en MEB

Las **Figuras 229-236** corresponden a las imágenes de microscopio óptico para las probetas MCA de aleación 625 (con aumentos de 50x y 500x) y las **Figuras 237-250** corresponden a las observaciones en el microscopio electrónico de barrido de las probetas PCA de las aleaciones C-22, C-22HS y HYBRID-BC1 (con aumentos de 300x y 1200x) luego de los ensayos PD-GS-PD en solución desaireada de CaCl_2 5 mol/L, a diferentes temperaturas.

Rebak *et al.* [82] caracterizan las diferentes morfologías de ataque que pueden ocurrir al polarizar anódicamente la aleación C-22 en soluciones electrolíticas que contengan cloruros a temperaturas mayores a 25 °C. Estos autores definen dos tipos de ataque. El ataque de tipo I aparece como un área cristalina brillante, en imágenes de MEB. Este ataque se caracteriza por presentar diferentes velocidades de corrosión para los distintos planos cristalinos, dependiendo de la energía superficial de cada uno. El ataque de tipo II tiene la apariencia de pequeños pozos de 5 μm de diámetro aproximadamente y ocurre en los casos en que las soluciones son no agresivas o las temperaturas son menores de 75 °C. Estos autores afirman que bajo el ojo desnudo o el MO, el ataque de tipo II se asemeja al ocurrido sobre la muestra durante la disolución transpasiva. Estos autores afirman además que en ciertos casos también puede ser observado ataque intergranular y de tipo I (cristalino) en la aleación C-22 cuando es sometida a corrosión en HCl a alta temperatura. Estos autores llegan a la conclusión que esta similitud sugiere que cuando la aleación C-22 sufre ataque de tipo I bajo polarización anódica, una solución de ácido clorhídrico se genera debajo del formador de rendijas.

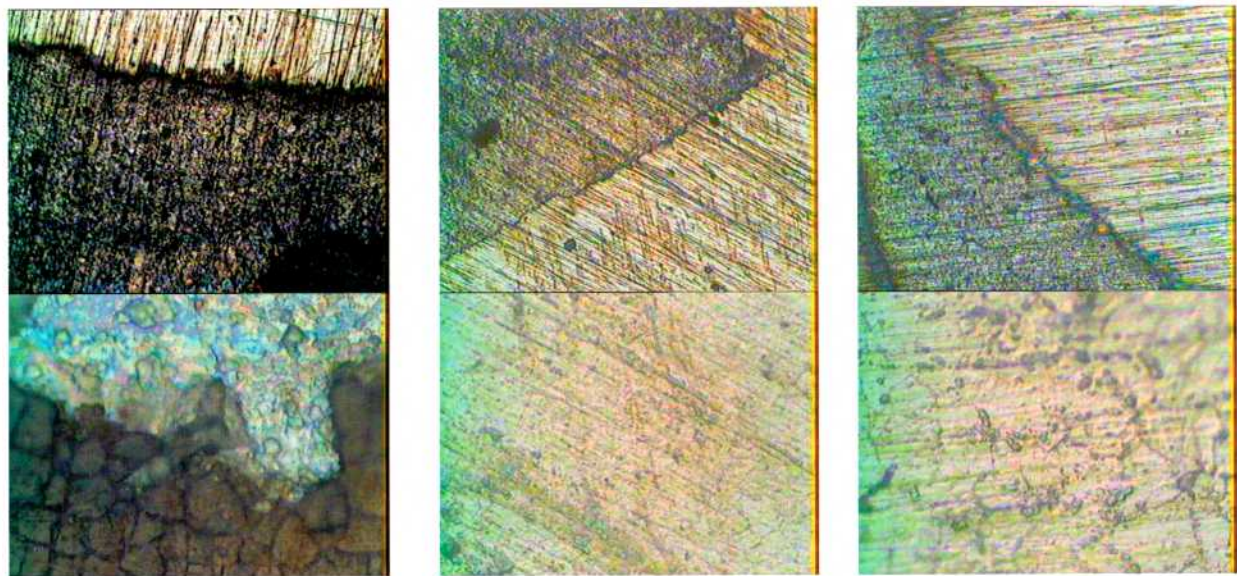


Figura 229: Imagen MO de la aleación 625 luego del ensayo PD-GS-PD en CaCl_2 5 mol/L a 100 °C. Ensayo N°2 Lado 1 (Figura 40). 50× (arriba) y 500× (abajo)

Figura 230: Imagen MO de la aleación 625 luego del ensayo PD-GS-PD en CaCl_2 5 mol/L a 90 °C. Ensayo N°1 Lado 1 (Figura 42). 50× (arriba) y 500× (abajo)

Figura 231: Imagen MO de la aleación 625 luego del ensayo PD-GS-PD en CaCl_2 5 mol/L a 80 °C. Ensayo N°2 Lado 1 (Figura 48). 50× (arriba) y 500× (abajo)

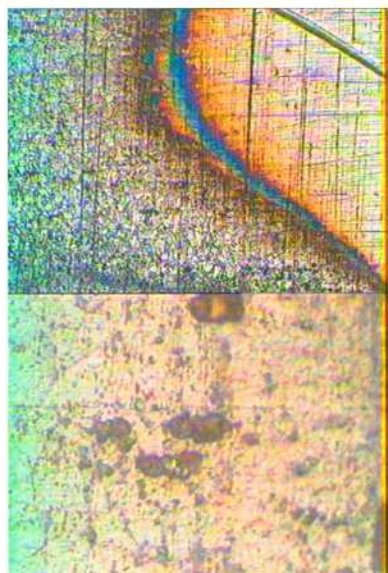


Figura 232: Imagen MO de la aleación 625 luego del ensayo PD-GS-PD en CaCl_2 5 mol/L a 70 °C. Ensayo N°1 Lado 1 (Figura 50). 50× (arriba) y 500× (abajo)

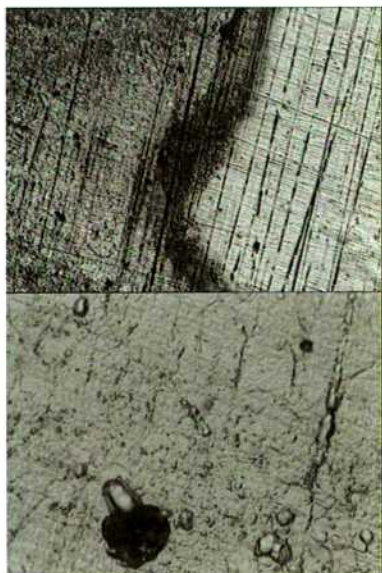


Figura 233: Imagen MO de la aleación 625 luego del ensayo PD-GS-PD en CaCl_2 5 mol/L a 60 °C. Ensayo N°2 Lado 2 (Figura 56). 50× (arriba) y 500× (abajo)

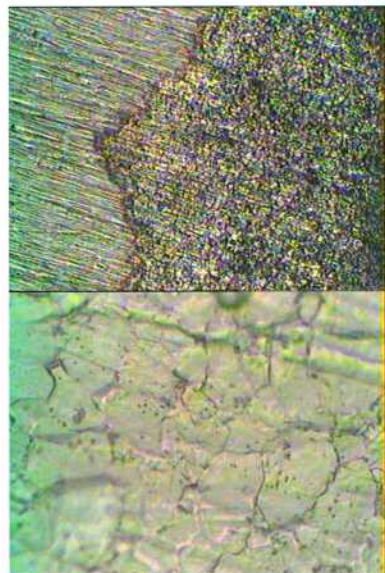


Figura 234: Imagen MO de la aleación 625 luego del ensayo PD-GS-PD en CaCl_2 5 mol/L a 50 °C. Ensayo N°1 Lado 1 (Figura 58). 50× (arriba) y 500× (abajo)

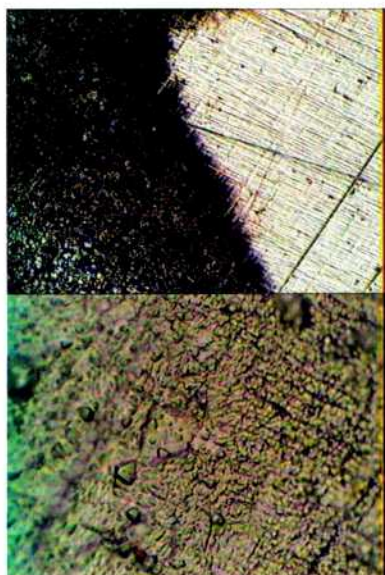


Figura 235: Imagen MO de la aleación 625 luego del ensayo PD-GS-PD en CaCl_2 5 mol/L a 30 °C. Ensayo N°1 Lado 1 (Figura 66). 50× (arriba) y 500× (abajo)

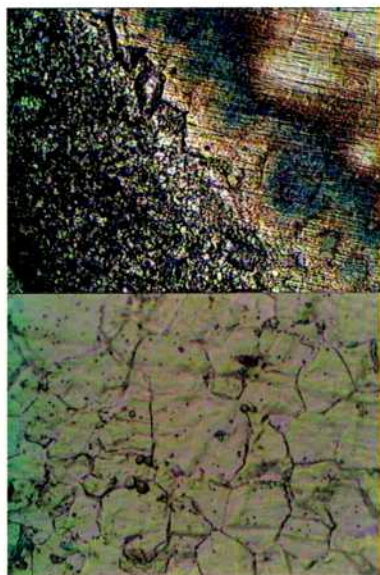


Figura 236: Imagen MO de la aleación 625 luego del ensayo PD-GS-PD en CaCl_2 5 mol/L a 20 °C. Ensayo N°2 Lado 1 (Figura 72). 50× (arriba) y 500× (abajo)



Figura 237: Imagen MEB de la aleación C-22 luego del ensayo PD-GS-PD en CaCl_2 5 mol/L a 100 °C. Ensayo N°2 Lado 2 (Figura 76). 300× (arriba) y 1200× (abajo)



Figura 238: Imagen MEB de la aleación C-22 luego del ensayo PD-GS-PD en CaCl_2 5 mol/L a 90 °C. Ensayo N°2 Lado 1 (Figura 82). 300× (arriba) y 1200× (abajo)



Figura 239: Imagen MEB de la aleación C-22 luego del ensayo PD-GS-PD en CaCl_2 5 mol/L a 70 °C. Ensayo N°1 Lado 2 (Figura 90). 300× (arriba) y 1200× (abajo)

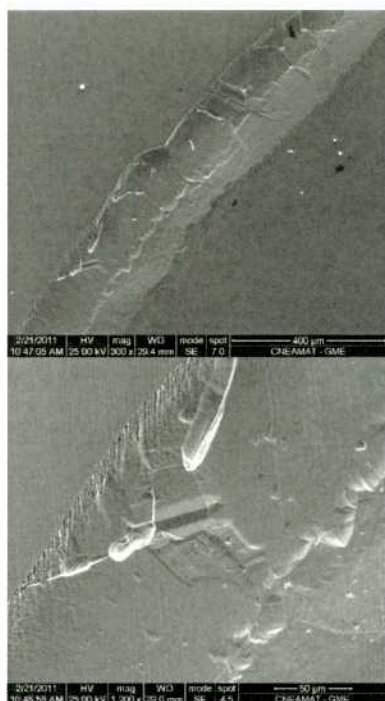


Figura 240: Imagen MEB de la aleación C-22 luego del ensayo PD-GS-PD en CaCl_2 5 mol/L a 60 °C. Ensayo N°4 Lado 2 (Figura 100). 300× (arriba) y 1200× (abajo)



Figura 241: Imagen MEB de la aleación C-22 luego del ensayo PD-GS-PD en CaCl_2 5 mol/L a 50 °C. Ensayo N°5 Lado 1 (Figura 108). 300× (arriba) y 1200× (abajo)

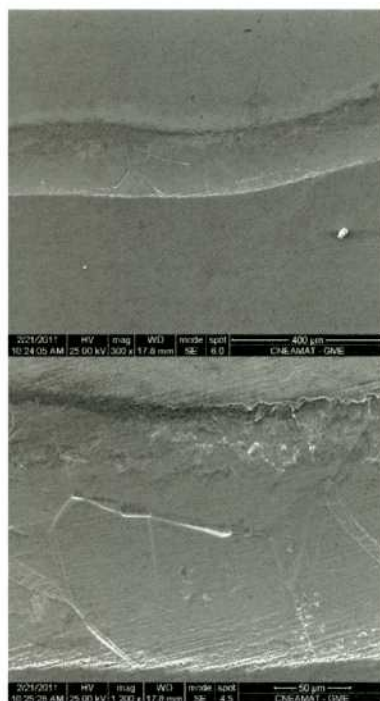


Figura 242: Imagen MEB de la aleación C-22 luego del ensayo PD-GS-PD en CaCl_2 5 mol/L a 40 °C. Ensayo N°2 Lado 2 (Figura 110). 300× (arriba) y 1200× (abajo)

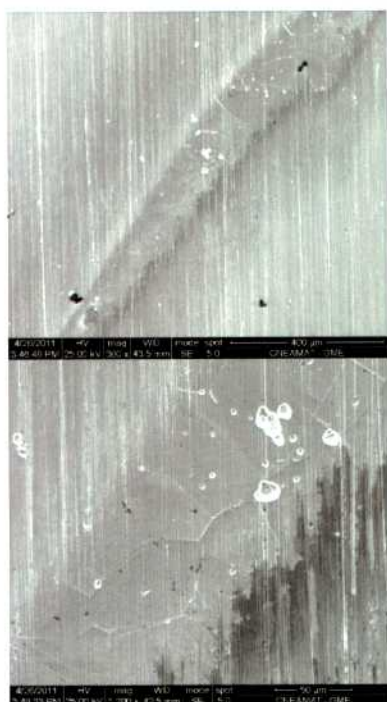


Figura 243: Imagen MEB de la aleación C-22HS luego del ensayo PD-GS-PD en CaCl_2 5 mol/L a 100 °C. Ensayo N°3 Lado 2 (Figura 120). 300× (arriba) y 1200× (abajo)



Figura 244: Imagen MEB de la aleación C-22HS luego del ensayo PD-GS-PD en CaCl_2 5 mol/L a 80 °C. Ensayo N°3 Lado 1 (Figura 132). 300× (arriba) y 1200× (abajo)



Figura 245: Imagen MEB de la aleación C-22HS luego del ensayo PD-GS-PD en CaCl_2 5 mol/L a 70 °C. Ensayo N°3 Lado 2 (Figura 138). 300× (arriba) y 1200× (abajo)

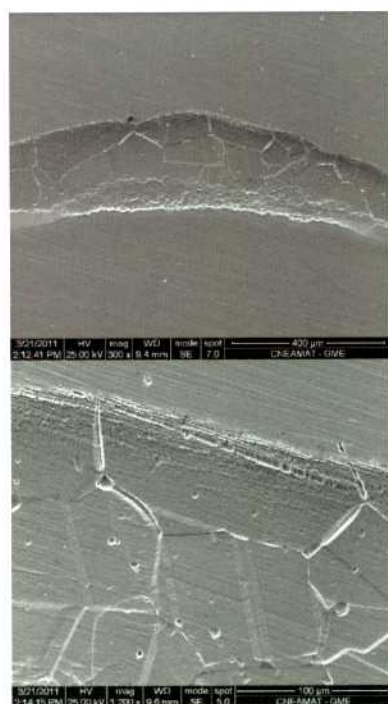


Figura 246: Imagen MEB de la aleación C-22HS luego del ensayo PD-GS-PD en CaCl_2 5 mol/L a 50 °C. Ensayo N°3 Lado 2 (Figura 150). 300× (arriba) y 1200× (abajo)

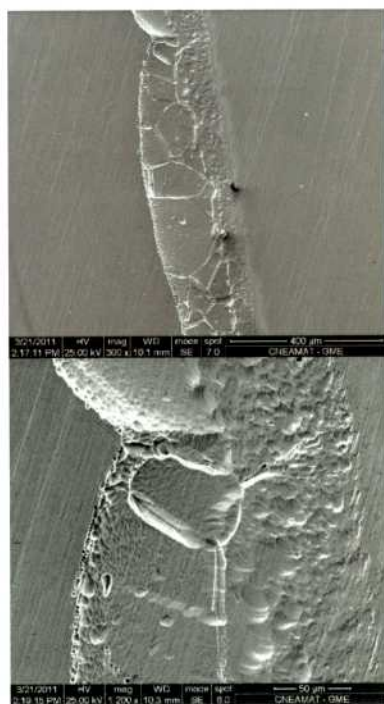


Figura 247: Imagen MEB de la aleación C-22HS luego del ensayo PD-GS-PD en CaCl_2 5 mol/L a 40 °C. Ensayo N°2 Lado 2 (Figura 152). 300× (arriba) y 1200× (abajo)



Figura 248: Imagen MEB de la aleación HYBRID-BC1 luego del ensayo PD-GS-PD en CaCl_2 5 mol/L a 100 °C. Ensayo N°1 Lado 2 (Figura 158). 300× (arriba) y 1200× (abajo)

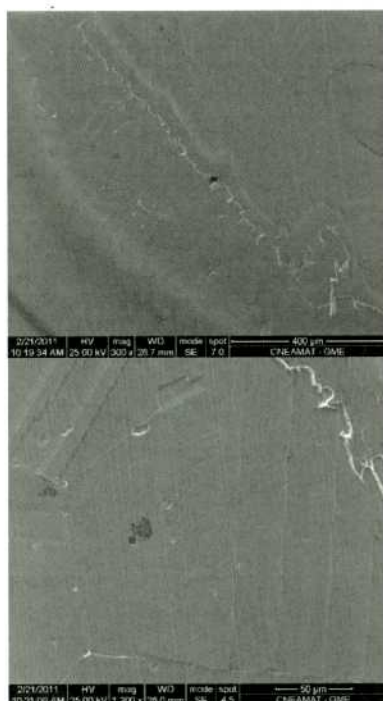


Figura 249: Imagen MEB de la aleación HYBRID-BC1 luego del ensayo PD-GS-PD en CaCl_2 5 mol/L a 70 °C. Ensayo N°2 Lado 1 (Figura 176). 300× (arriba) y 1200× (abajo)

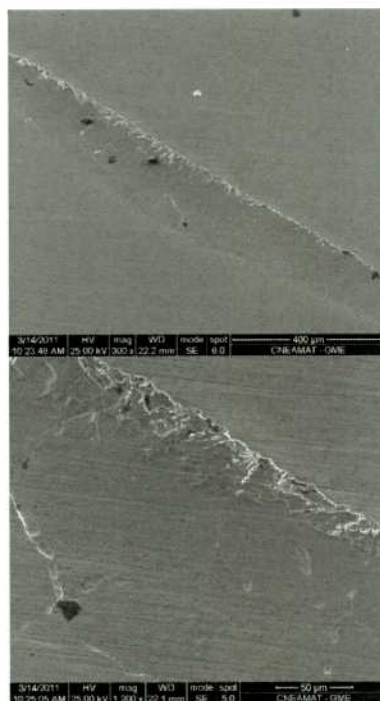


Figura 250: Imagen MEB de la aleación HYBRID-BC1 luego del ensayo PD-GS-PD en CaCl_2 5 mol/L a 60 °C. Ensayo N°5 Lado 1 (Figura 184). 300× (arriba) y 1200× (abajo)

En el presente trabajo se pudo observar ataque de tipo I en la aleación C-22 luego de efectuado el ensayo PD-GS-PD a 70 °C (**Figura 239**). Asimismo se observó ataque de tipo I en casi todas las aleaciones (**Figuras 229-250**). Por otro lado también se observó ataque de tipo II en la aleación C-22HS a 40 °C (**Figura 247**). Se observó ataque de tipo II en la aleaciones C-22, C-22HS y en menor medida en la HYBRID-BC1 a temperaturas menores a 70 °C (superficie “granulada” de las **Figuras 242, 247 y 250**) [82]. En las probetas PCA se pudieron observar productos de corrosión en las áreas atacadas debajo de los formadores de rendija. Se observó corrosión intergranular en la probeta de aleación C-22 y C-22HS (**Figuras 246 y 247**). En la aleación 625 también puede visualizarse este tipo de corrosión (**Figura 236**).

4.2 Comportamiento de E_{CORR} en Medio Ácido

4.2.1 Seguimiento de E_{CORR} en el Tiempo

Se registró la variación del potencial de corrosión (E_{CORR}) en el tiempo de las aleaciones 625, C-22, C-22HS y HYBRID-BC1. El tiempo de seguimiento fue de 2 horas. Las temperaturas de ensayo fueron de 30 a 100 °C. El medio utilizado fue HCl de concentraciones 1 y 3 mol/L en condición desaireada. Al finalizar la medición del potencial de corrosión, se realizaron mediciones de EIS a partir de las cuales se obtuvo el

valor de la resistencia de polarización utilizado para el cálculo de la velocidad de corrosión generalizada. Estas medidas se describen en la **Sección 4.3**.

En la **Figura 251** se puede observar el comportamiento del potencial de corrosión de las aleaciones en el tiempo. La gráfica color negro corresponde a las mediciones en HCl de concentración 1 mol/L, la roja es en HCl de concentración 3 mol/L. Se realizó un desaireado por bombeo de nitrógeno gaseoso para ambas soluciones de HCl. Las líneas verticales marcan los cambios de temperatura. No se graficaron los transitorios de temperatura (aproximadamente 15 minutos para cada cambio del set-up de temperatura) ni las mediciones durante el ensayo de EIS (efectuadas al finalizar cada ciclo de temperatura).

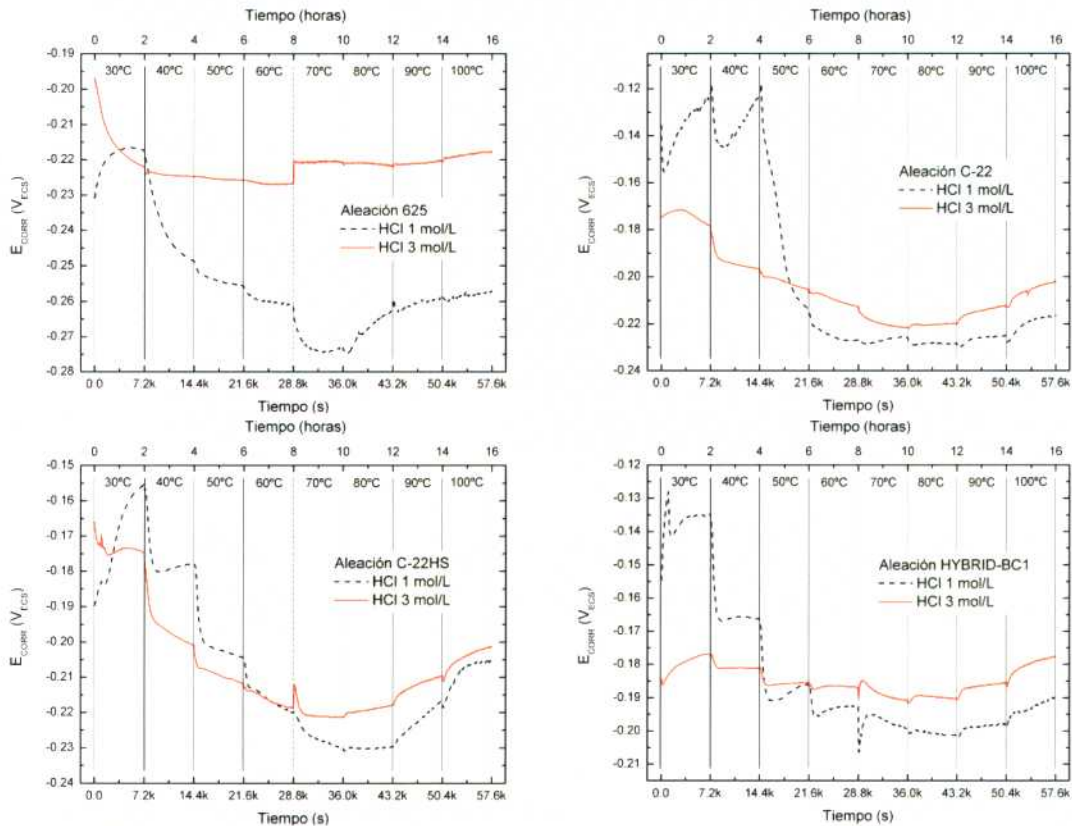


Figura 251: Potencial de corrosión de las aleaciones 625, C-22, C-22HS y HYBRID-BC1 en función del tiempo en soluciones de HCl 1 mol/l (negro) y 3 mol/L (rojo) desaireadas. Temperaturas de ensayo 30 a 100 °C.

Todas las aleaciones presentaron una variación del potencial de corrosión con el cambio de la temperatura. Esto sucedió principalmente para temperaturas bajas de ensayo (≈ 30 - 50 °C) y concentración de ácido 1 mol/L (curvas de color negro). Para bajas temperaturas pudo observarse que E_{CORR} en solución de HCl 1 mol/L fue mayor que en HCl 3 mol/L. Lo contrario ocurrió para temperaturas elevadas. Este efecto se observó para todas las aleaciones, aunque la temperatura de esta transición varió para cada aleación en particular. Se pudo observar una correlación directa entre esta temperatura de transición y la resistencia de la aleación a la corrosión localizada. Cuanto menor fue la resistencia, menor fue la temperatura de transición. Para la aleación 625 la temperatura en que se vio esta transición fue de 40 °C, para la aleación C-22 fue de 50 °C y para la aleaciones C-22HS y HYBRID-BC1 fue de 60 °C.

Los potenciales de corrosión se registraron por un periodo de dos horas para cada aleación, temperatura y concentración electrolítica. En la **Figura 251** puede observarse una variación abrupta con cada modificación de las condiciones. El periodo de dos horas podría no ser suficiente para alcanzar el estado estacionario, lo cual explicaría cierta tendencia al

incremento en los valores de los potenciales de corrosión que se registraron a temperaturas elevadas (80-100 °C). Gray *et al.* [111] realizaron mediciones similares del potencial de corrosión en la aleación C-22 por un periodo de dos horas, y posteriores ensayos de EIS. Para comprobar si el potencial de corrosión medido se encontraba en estado estable, realizaron los ensayos de EIS barriendo la frecuencia en ambos sentidos. Estos autores aseguran que los espectros de EIS para cada sentido de la rampa de frecuencia fueron esencialmente idénticos, y por lo tanto, el sistema podía ser considerado en una condición de estado estacionario luego de dos horas de reposo.

4.2.2 Efecto de la Temperatura sobre E_{CORR}

En la **Figura 252** se muestran los valores de potenciales de corrosión que se registraron luego de dos horas de medición en solución de HCl 1 y 3 mol/L desaireadas, para cada temperatura. En general, los valores de E_{CORR} disminuyeron con el aumento de la temperatura en el rango de 30 a 60 °C. Esta variación fue menor en HCl 3 mol/L. En general, los potenciales de corrosión fueron mayores cuanto mayor es la resistencia de la aleación a la corrosión localizada, para las dos concentraciones de ácido. En el rango de temperatura de 50 a 100 °C los potenciales de corrosión de las aleaciones C-22 y C-22HS fueron muy similares. Por otro lado, el potencial de corrosión de la aleación C-22 en HCl 1 mol/L a bajas temperaturas (30-40 °C) alcanzó valores muy altos, superando incluso a la aleación HYBRID-BC1. Todas las aleaciones presentaron un leve aumento de los potenciales de corrosión a medida que aumentó la temperatura en el rango de 70 a 100 °C, en ambas concentraciones de ácido.

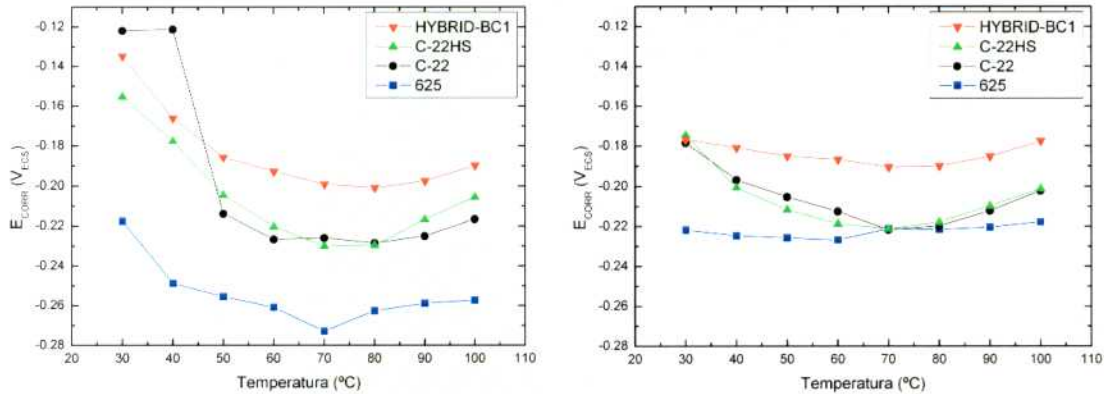


Figura 252: Potencial de corrosión de las aleaciones 625, C-22, C-22HS y HYBRID-BC1 en función de la temperatura. Solución HCl 1 mol/L (izquierda) y 3 mol/L (derecha) desaireadas. El tiempo de registro de E_{CORR} para cada temperatura fue de 2 horas.

Por cuestiones operativas, las mediciones de E_{CORR} se dividieron en dos partes. La primera parte abarcó el intervalo de temperaturas de 30 a 60 °C y la segunda parte abarcó el intervalo de 70 a 100 °C. Al finalizar la primera parte de las mediciones (30-60 °C) se retiró la probeta y se renovó la solución. Sólo se registraron cambios abruptos en la tendencia de los valores de E_{CORR} para la aleación 625 al pasar de 60 a 70 °C. Durante esta transición, E_{CORR} en HCl 1 mol/L de la aleación 625 disminuyó y en HCl 3 mol/L aumentó. Es por esto que la transición de 60-70 °C está señalada como una línea vertical de puntos (**Figura 251**).

Los potenciales de corrosión en medio ácido que se han obtenido en la presente tesis concuerdan en general con los existentes en la bibliografía. Oldfield *et al.* [72]

estudiaron los potenciales de corrosión de diversos aceros inoxidable en contacto con cloruros y atribuyen la disminución abrupta del potencial de corrosión a la disolución de la película pasiva. Gray *et al.* [111] efectuaron mediciones del potencial de corrosión de la aleación C-22 en solución de HCl + NaCl (solución base de NaCl 1 mol/L) desaireado a 90 °C. Luego de dos horas de medición obtuvieron valores de -190 mV_{ECS} a pH 0 (HCl ~ 1 mol/L) y -170 mV_{ECS} a pH -0.5 (HCl ~ 3 mol/L). En la presente tesis, los valores del potencial de corrosión de la aleación C-22 en HCl puro y similares condiciones fueron 30 mV menores que los reportados por Gray *et al.* La diferencia en los valores pudiera atribuirse a que los autores emplearon una solución base de NaCl en la solución electrolítica. Por otro lado, los resultados obtenidos en esta tesis concuerdan con los de Gray *et al.* en la tendencia de los valores, ya que al aumentar la concentración de ácido se incrementó el potencial de corrosión [111,112].

4.2.3 Observación de las Probetas

En las **Figuras 253-256** se observan las probetas de la aleación 625 luego de las mediciones de E_{CORR} . Puede observarse que la aleación 625 presentó cambios significativos en las características de la superficie luego de la inmersión en las soluciones de HCl. Al finalizar los ensayos de medición de E_{CORR} entre 60-100 °C en HCl 1 mol/L (**Figura 254**) la probeta presentó una capa de óxido en su superficie que se desprendió con facilidad. Por otro lado, en el mismo rango de temperaturas la probeta presentó una fuerte decoloración en su superficie en los ensayos realizados en HCl 3 mol/L (**Figura 256**). En las **Figuras 269 y 270** se observa la superficie de la aleación 625 bajo el microscopio óptico. La aleación C-22 también presentó cambios en su superficie. En la probeta pudo observarse una fina capa de óxido de color marrón que se formó en los ensayos realizados en HCl 1 mol/L (**Figuras 257 y 258**). En HCl 3 mol/L, los cambios en la superficie de la aleación C-22 fueron menos significativos a simple vista (**Figuras 259 y 260**). La aleación C-22HS presentó cambios superficiales similares a los de la C-22 en HCl 3 mol/L (**Figuras 261-264**) y la aleación HYBRID BC1 no presentó cambios a simple vista (**Figuras 265-268**). En las **Figuras 271-276** se muestra imágenes de MEB de las aleaciones C-22, C-22HS y HYBRID-BC1 luego de los ensayos de medición de E_{CORR} . Rodríguez *et al.* observaron corrosión cristalina (tipo I) en la aleación C-22 luego de sumergirla por 24 hs en solución de HCl 3 mol/L a 90 °C [112]. De la misma forma en este trabajo se observó corrosión cristalina en las aleaciones C-22 y C-22HS en HCl 3 mol/L (**Figuras 272 y 274**).



Figura 253: Imagen de la probeta MCA de la aleación 625 (MA) en HCl 1 mol/L correspondiente a mediciones de EIS y E_{CORR} a 30, 40, 50 y 60 °C. Medio desaireado. Lado 2.



Figura 254: Imagen de la probeta MCA de la aleación 625 (MA) en HCl 1 mol/L correspondiente a mediciones de EIS y E_{CORR} a 70, 80, 90 y 100 °C. Medio desaireado. Lado 2.



Figura 255: Imagen de la probeta MCA de la aleación 625 (MA) en HCl 3 mol/L correspondiente a mediciones de EIS y E_{CORR} a 30, 40, 50 y 60 °C. Medio desaireado. Lado 2.



Figura 256: Imagen de la probeta MCA de la aleación 625 (MA) en HCl 3 mol/L correspondiente a mediciones de EIS y E_{CORR} a 70, 80, 90 y 100 °C. Medio desaireado. Lado 2.



Figura 257: Imagen de probeta prismática de la aleación C-22 (MA) en HCl 1 mol/L correspondiente a mediciones de EIS y E_{CORR} a 30, 40, 50 y 60 °C. Medio desaireado. Lado 3.



Figura 258: Imagen de probeta prismática de la aleación C-22 (MA) en HCl 1 mol/L correspondiente a mediciones de EIS y E_{CORR} a 70, 80, 90 y 100 °C. Medio desaireado. Lado 3.



Figura 259: Imagen de probeta prismática de la aleación C-22 (MA) en HCl 3 mol/L correspondiente a mediciones de EIS y E_{CORR} a 30, 40, 50 y 60 °C. Medio desaireado. Lado 1.

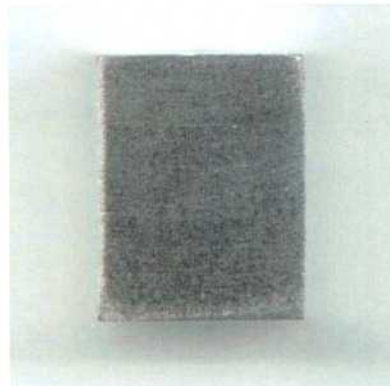


Figura 260: Imagen de probeta prismática de la aleación C-22 (MA) en HCl 3 mol/L correspondiente a mediciones de EIS y E_{CORR} a 70, 80, 90 y 100 °C. Medio desaireado. Lado 1.



Figura 261: Imagen de probeta prismática de la aleación C-22HS (MA) en HCl 1 mol/L correspondiente a mediciones de EIS y E_{CORR} a 30, 40, 50 y 60 °C. Medio desaireado. Lado 1.



Figura 262: Imagen de probeta prismática de la aleación C-22HS (MA) en HCl 1 mol/L correspondiente a mediciones de EIS y E_{CORR} a 70, 80, 90 y 100 °C. Medio desaireado. Lado 1.



Figura 263: Imagen de probeta prismática de la aleación C-22HS (MA) en HCl 3 mol/L correspondiente a mediciones de EIS y E_{CORR} a 30, 40, 50 y 60 °C. Medio desaireado. Lado 1.



Figura 264: Imagen de probeta prismática de la aleación C-22HS (MA) en HCl 3 mol/L correspondiente a mediciones de EIS y E_{CORR} a 70, 80, 90 y 100 °C. Medio desaireado. Lado 1.

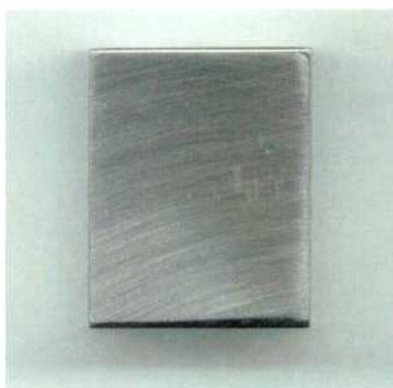


Figura 265: Imagen de probeta prismática de la aleación HYBRID-BC1 (MA) en HCl 1 mol/L correspondiente a mediciones de EIS y E_{CORR} a 30, 40, 50 y 60 °C. Medio desaireado. Lado 3.



Figura 266: Imagen de probeta prismática de la aleación HYBRID-BC1 (MA) en HCl 1 mol/L correspondiente a mediciones de EIS y E_{CORR} a 70, 80, 90 y 100 °C. Medio desaireado. Lado 3.



Figura 267: Imagen de probeta prismática de la aleación HYBRID-BC1 (MA) en HCl 3 mol/L correspondiente a mediciones de EIS y E_{CORR} a 30, 40, 50 y 60 °C. Medio desaireado. Lado 3.



Figura 268: Imagen de probeta prismática de la aleación HYBRID-BC1 (MA) en HCl 3 mol/L correspondiente a mediciones de EIS y E_{CORR} a 70, 80, 90 y 100 °C. Medio desaireado. Lado 3.

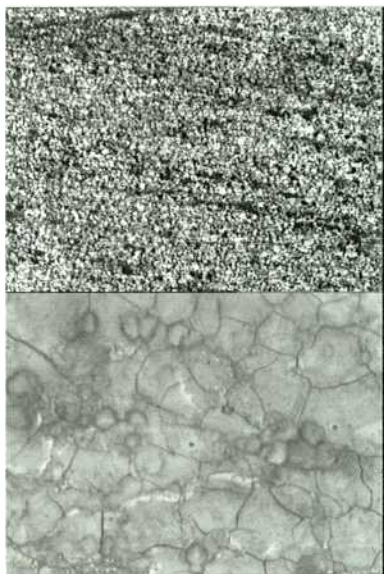


Figura 269: Imagen MO de la aleación 625 (MA) en HCl 1 mol/L correspondiente a mediciones de EIS y E_{CORR} desde 30 a 100 °C. Lado 2 (Figura 254). 50× (arriba), 500× (abajo)

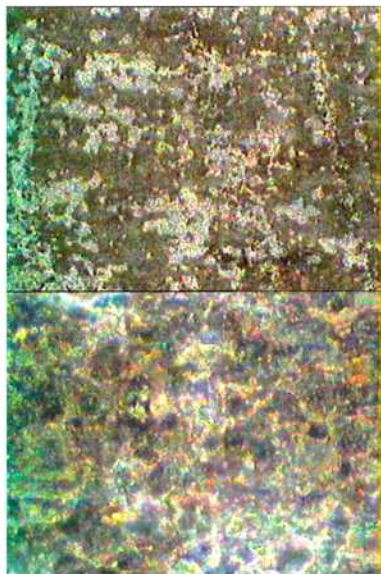


Figura 270: Imagen MO de la aleación 625 (MA) en HCl 3 mol/L correspondiente a mediciones de EIS y E_{CORR} desde 30 a 100 °C. Lado 2 (Figura 256). 50× (arriba), 500× (abajo)

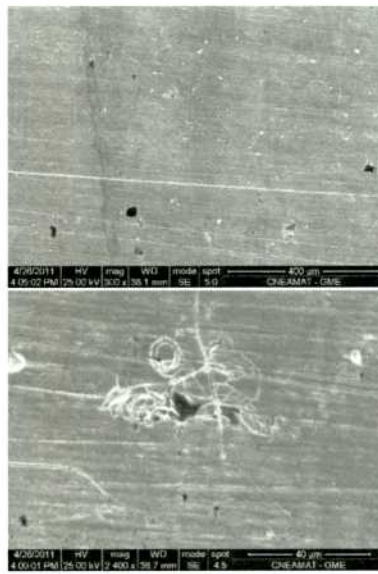


Figura 271: Imagen MEB de la aleación C-22 (MA) en HCl 1 mol/L correspondiente a mediciones de EIS y E_{CORR} desde 30 a 100 °C. Lado 3 (Figura 258). 300× (arriba), 2400× (abajo)

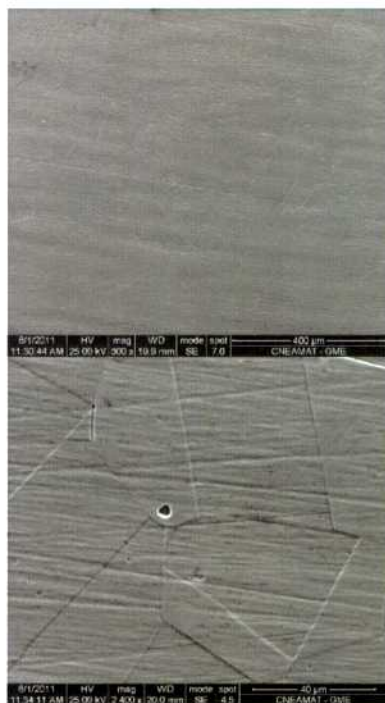


Figura 272: Imagen MEB de la aleación C-22 (MA) en HCl 3 mol/L correspondiente a mediciones de EIS y E_{CORR} desde 30 a 100 °C. Lado 1 (Figura 260). 300× (arriba), 2400× (abajo)



Figura 273: Imagen MEB de la aleación C-22HS (MA) en HCl 1 mol/L correspondiente a mediciones de EIS y E_{CORR} desde 30 a 100 °C. Lado 1 (Figura 262). 300× (arriba), 2400× (abajo)

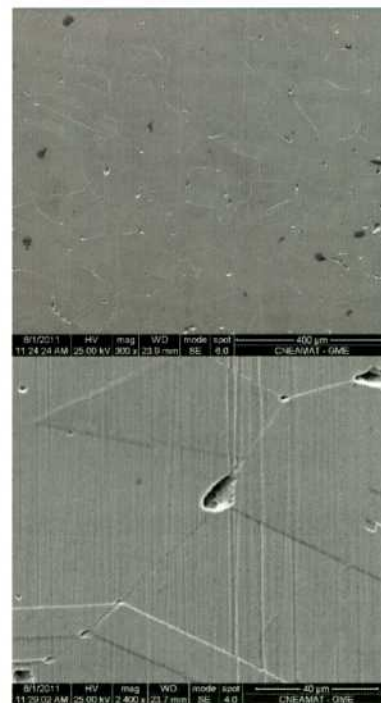


Figura 274: Imagen MEB de la aleación C-22HS (MA) en HCl 3 mol/L correspondiente a mediciones de EIS y E_{CORR} desde 30 a 100 °C. Lado 1 (Figura 264). 300× (arriba), 2400× (abajo)

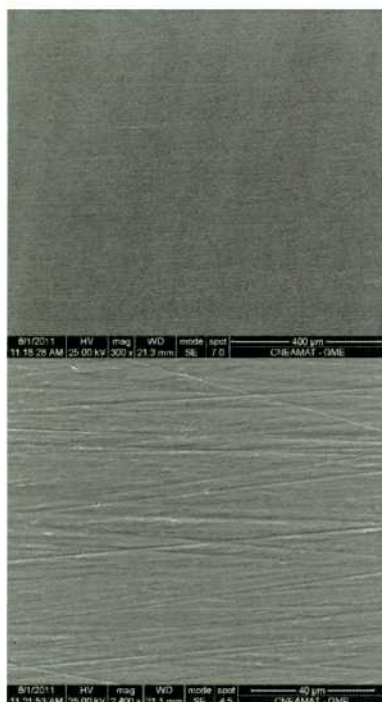


Figura 275: Imagen MEB de la aleación HYBRID-BC1 (MA) en HCl 1 mol/L correspondiente a mediciones de EIS y E_{CORR} desde 30 a 100 °C. Lado 3 (Figura 266). 300× (arriba), 2400× (abajo)



Figura 276: Imagen MEB de la aleación HYBRID-BC1 (MA) en HCl 3 mol/L correspondiente a mediciones de EIS y E_{CORR} desde 30 a 100 °C. Lado 3 (Figura 268). 300× (arriba), 2400× (abajo)

4.3 Espectroscopía de Impedancia Electroquímica (EIS)

Se realizaron mediciones de EIS al potencial de corrosión en soluciones de HCl 1 y 3 mol/L desaireadas, a temperaturas entre 30 y 100 °C, para las cuatro aleaciones en consideración. A partir de las mediciones de EIS, se obtuvieron valores de la resistencia de polarización (R_p). Para ello se realizaron ajustes de circuitos equivalentes sencillos mediante el software NOVA[®] 1.6 de AUTOLAB. Se utilizaron circuitos eléctricos equivalentes con una, dos y tres constantes de tiempo, de acuerdo a las características de cada diagrama de impedancia. Los circuitos equivalentes utilizados en el ajuste a los datos experimentales se muestran en la **Sección 3.4.3**. Cabe destacar que a partir del análisis de los datos de EIS se pueden obtener diversos datos cinéticos importantes. Sin embargo, es de interés en este trabajo solamente obtener la resistencia de polarización para el cálculo de la velocidad de corrosión generalizada.

En las **Figuras 277-279** se muestran tres ejemplos representativos de los diagramas de Bode y de Plano Complejo (comúnmente denominado Nyquist) para los ensayos de EIS (Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente) para ajustes con una constante de tiempo (**Figura 277**), dos constantes de tiempo (**Figura 278**) y tres constantes de tiempo (**Figura 279**). La totalidad de los ensayos de EIS se puede consultar en el **Anexo**.

Estos modelos no tienen en cuenta todas las complejidades del sistema, los mismos se utilizaron al sólo efecto de obtener valores de resistencia de polarización para calcular la velocidad de corrosión de la aleación. Los circuitos equivalentes utilizados en los ajustes son los más simples que pudieron simular adecuadamente los resultados experimentales.

Los valores de ensayo de EIS en los que se obtuvo una fase menor a cero, tanto a alta como a baja frecuencia (loop inductivo), fueron despreciados. Esto se debe a que los valores con fase negativa a frecuencias altas están relacionado con problemas de medición propias del electrodo de referencia; y los valores de medición de baja frecuencia con fase negativa (loop inductivo) están generalmente relacionados con procesos de adsorción cuyo estudio no se realizará en este trabajo.

En la **Tabla 17** se muestra la cantidad de constantes de tiempo de cada circuito utilizado en los ajustes de EIS. Allí puede verse que para la mayoría de los ensayos se utilizaron circuitos equivalentes de dos constantes de tiempo (color blanco). Los ajustes de circuitos equivalentes con tres constantes de tiempo (color rojo) se realizaron en general a 30-40 °C (baja temperatura) y ambas concentraciones de ácido para las aleaciones C-22, C-22HS y HYBRID-BC1. Por el contrario, para la aleación 625 los ajustes de circuitos con tres constantes de tiempo debieron realizarse a 90-100 °C (altas temperaturas) y baja concentración de ácido. Los ajustes de circuitos con una sola constante de tiempo (color celeste) fueron realizados para altas temperaturas para las aleaciones C-22 y HYBRID-BC1. Para representar el ensayo de EIS de la aleación C-22 a 70 °C en HCl 1 mol/L se ajustaron los datos con un circuito de una constante de tiempo debido a la superposición de las dos constantes de tiempo de los procesos que actuaron en esas condiciones. Esto puede verse con más claridad en los diagramas de Bode de la aleación C-22 en HCl 1 mol/L a 60 °C, 70 °C y 80 °C (**Figuras 280-285**). Allí puede verse el desplazamiento de una de las constantes de tiempo hacia valores frecuencias más elevadas con el aumento de la temperatura. De la misma forma debió ajustarse con circuitos de una sola constante de tiempo la aleación 625 en HCl 1 mol/L a 60 °C y en HCl 3 mol/L a 50 °C.

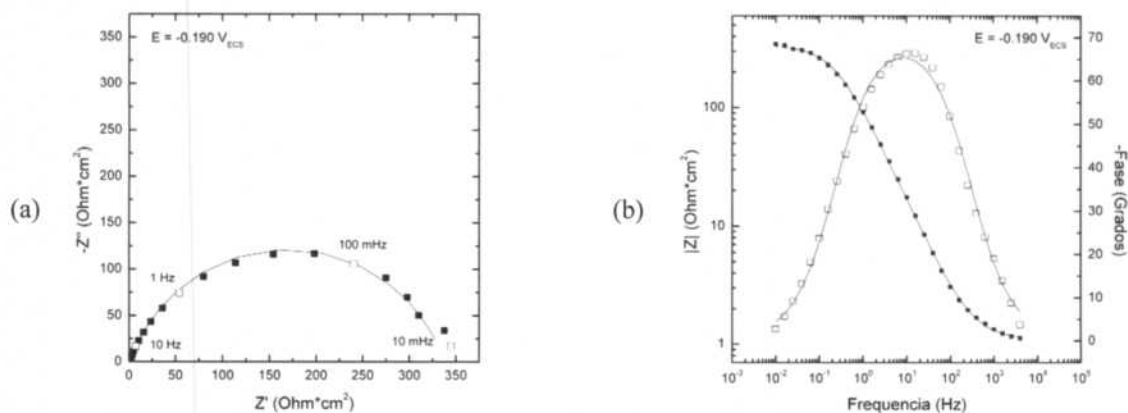


Figura 277: Ajuste típico con un circuito de una constante de tiempo. Diagramas de Nyquist (a) y Bode (b) correspondientes a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación HYBRID-BC1 (MA), en HCl 1 mol/L a 100 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,190 V_{ECS}$. Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente.

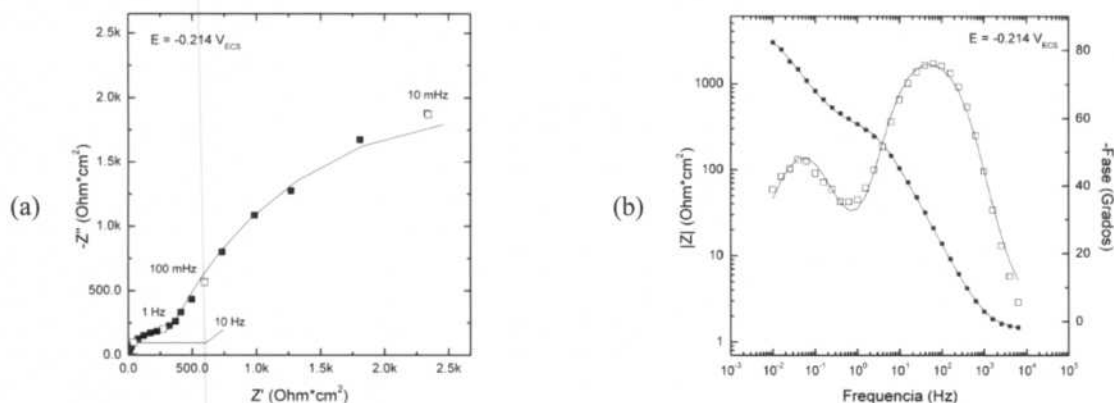


Figura 278: Ajuste típico con un circuito de dos constantes de tiempo. Diagramas de Nyquist (a) y Bode (b) correspondientes a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22 (MA), en HCl 1 mol/L a 50 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,214 V_{ECS}$. Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente.

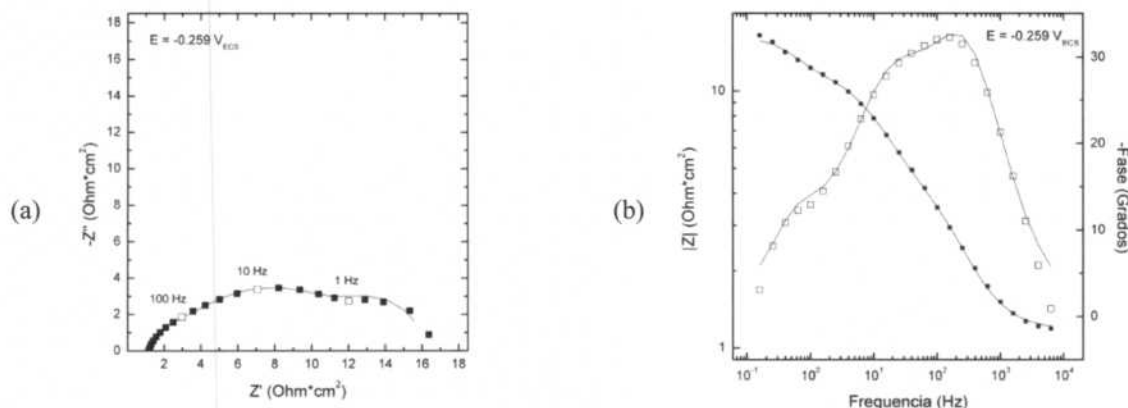


Figura 279: Ajuste típico con un circuito de tres constantes de tiempo. Diagramas de Nyquist (a) y Bode (b) correspondientes a una medición de EIS en una probeta MCA de aleación 625 (MA), en HCl 1 mol/L a 90 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,259 V_{ECS}$. Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente.

T (°C)	Medio	Aleación			
		625	C-22	C-22HS	HYBRID-BC1
100	HCl 1 mol/L	3	2	2	1
	HCl 3 mol/L	2	1	2	2
90	HCl 1 mol/L	3	2	2	2
	HCl 3 mol/L	2	1	2	2
80	HCl 1 mol/L	2	2	2	2
	HCl 3 mol/L	2	2	2	2
70	HCl 1 mol/L	2	1	2	2
	HCl 3 mol/L	2	2	2	2
60	HCl 1 mol/L	1	2	2	2
	HCl 3 mol/L	2	2	2	2
50	HCl 1 mol/L	2	2	2	2
	HCl 3 mol/L	1	2	2	2
40	HCl 1 mol/L	2	3	2	2
	HCl 3 mol/L	2	2	2	2
30	HCl 1 mol/L	2	3	3	3
	HCl 3 mol/L	2	3	3	3

Tabla 17: Constantes de tiempo utilizadas para el ajuste de los ensayos de EIS de las aleaciones 625, C-22, C-22HS, HYBRID-BC1 para temperaturas de 30 a 100 °C. Medios de ensayo HCl 1 mol/L y 3 mol/L desaireado.

Para la obtención de la magnitud de la resistencia de polarización fue necesario calcular el área efectiva de las probetas tal como se hizo para las probetas PCA en los ensayos de corrosión en rendijas. En este caso, al ser probetas prismáticas, sólo fue necesario descontar el área ocluida por el tapón de sujeción al portaprobetas. Para las aleaciones C-22 y HYBRID-BC1 se utilizó un tapón chico y para la aleación C-22HS se utilizó tapón grande (**Tabla 13**). Las medidas de las probetas utilizadas y el área efectiva de intercambio que se obtiene luego de descontar el área ocluida se informan en el **Anexo**.

En las **Figuras 286-289** se observan los ajustes de circuitos equivalentes (módulo y fase) a los datos de EIS a diferentes temperaturas, para cada aleación y concentración de ácido. Se presentan los ajustes con motivo de hacer más clara la exposición. Se observó una tendencia decreciente del módulo de la impedancia conforme aumentó la temperatura de ensayo y/o aumentó la concentración ácido, para todas las aleaciones. Las curvas de color corresponden a ajustes con circuitos de una, dos y tres constantes de tiempo (colores cian, negro, rojo). Puede observarse que en algunos casos el ajuste no llega hasta los extremos de las frecuencias límites de los ensayos, dado que se despreciaron los valores de módulo con fase menor a cero (como se explicó al principio de esta misma sección). En los diagramas de fase se observó una disminución del máximo ángulo de fase conforme aumentó la temperatura de ensayo. En los diagramas de ajuste del módulo de la impedancia puede observarse

En las **Figuras 290-293** se observan los ajustes de circuitos equivalentes (módulo y fase) a los datos de EIS para todas las aleaciones y concentración de ácido, a temperaturas de 100 °C (**Figura 290**), 80 °C (**Figura 291**), 60 °C (**Figura 292**) y 40 °C (**Figura 293**). En general, puede observarse una correlación directa entre los valores de módulo de la impedancia a bajas frecuencias y el valor de PREN. Los mayores valores de módulo correspondieron a la aleación HYBRID-BC1, seguidas de las aleaciones C-22HS, C-22 y 625.

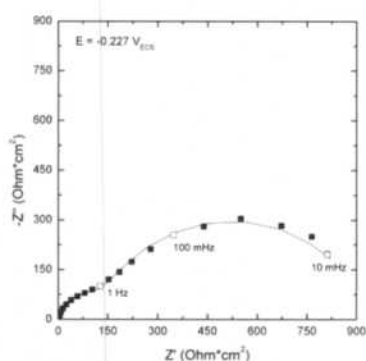


Figura 280: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22 (MA), en HCl 1 mol/L a 60 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,227 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

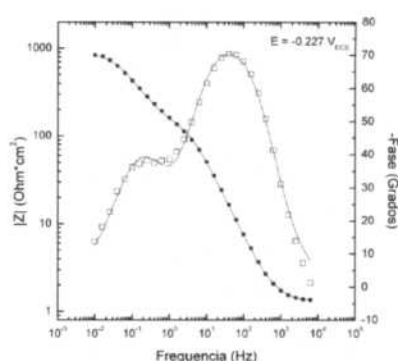


Figura 281: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22 (MA), en HCl 1 mol/L a 60 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,227 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

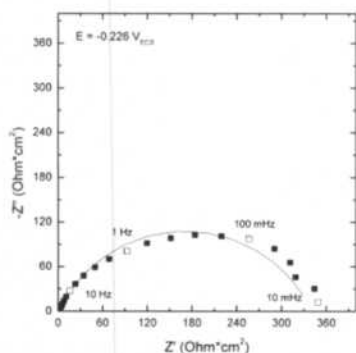


Figura 282: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22 (MA), en HCl 1 mol/L a 70 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,226 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de una constante de tiempo.

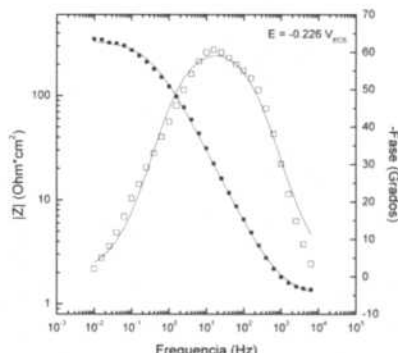


Figura 283: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22 (MA), en HCl 1 mol/L a 70 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,226 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de una constante de tiempo.

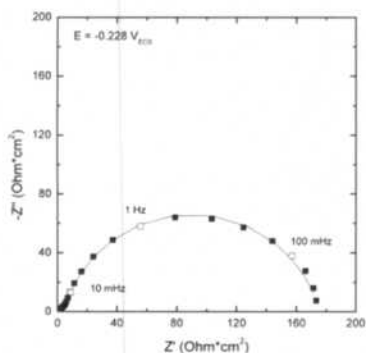


Figura 284: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22 (MA), en HCl 1 mol/L a 80 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,228 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

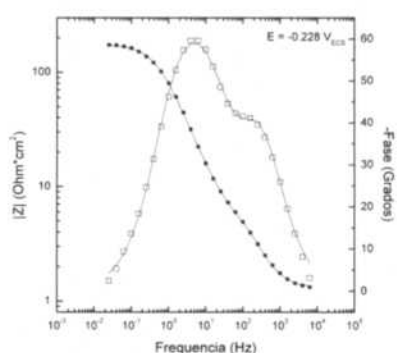


Figura 285: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22 (MA), en HCl 1 mol/L a 80 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,228 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

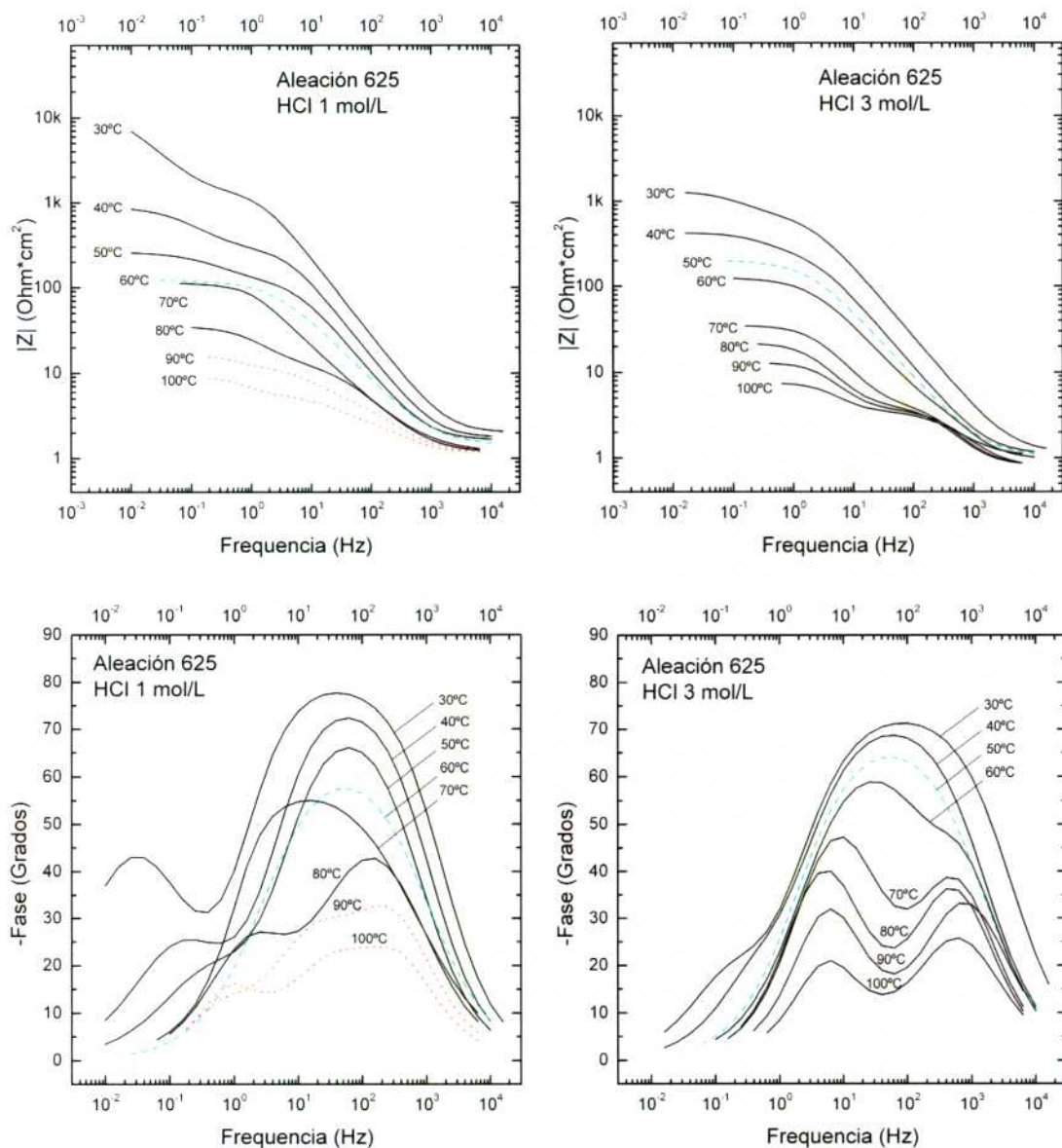


Figura 286: Ajustes de los datos experimentales de módulo (arriba) y fase (abajo) obtenidos de los ensayos de EIS de 30 a 100 °C para la aleación 625 en HCl 1 mol/L (izquierda) y 3 mol/L (derecha). Trazo a rayas, trazo lleno y trazo punteado correspondientes a ajustes con circuitos de 1, 2 y 3 constantes de tiempo.

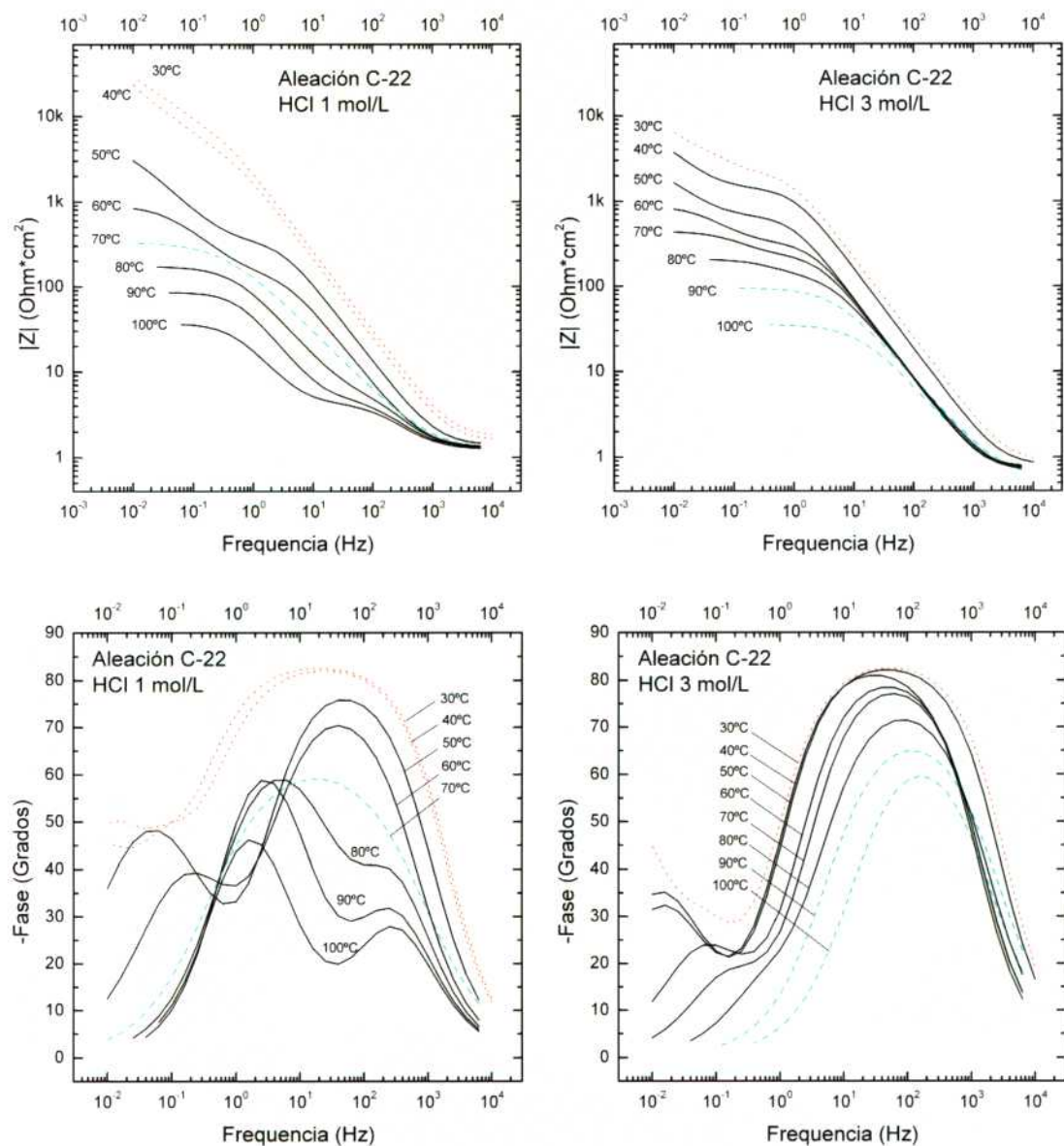


Figura 287: Ajustes de los datos experimentales de módulo (arriba) y fase (abajo) obtenidos de los ensayos de EIS de 30 a 100 °C para la aleación C-22 en HCl 1 mol/L (izquierda) y 3 mol/L (derecha). Trazo a rayas, trazo lleno y trazo punteado correspondientes a ajustes con circuitos de 1, 2 y 3 constantes de tiempo.

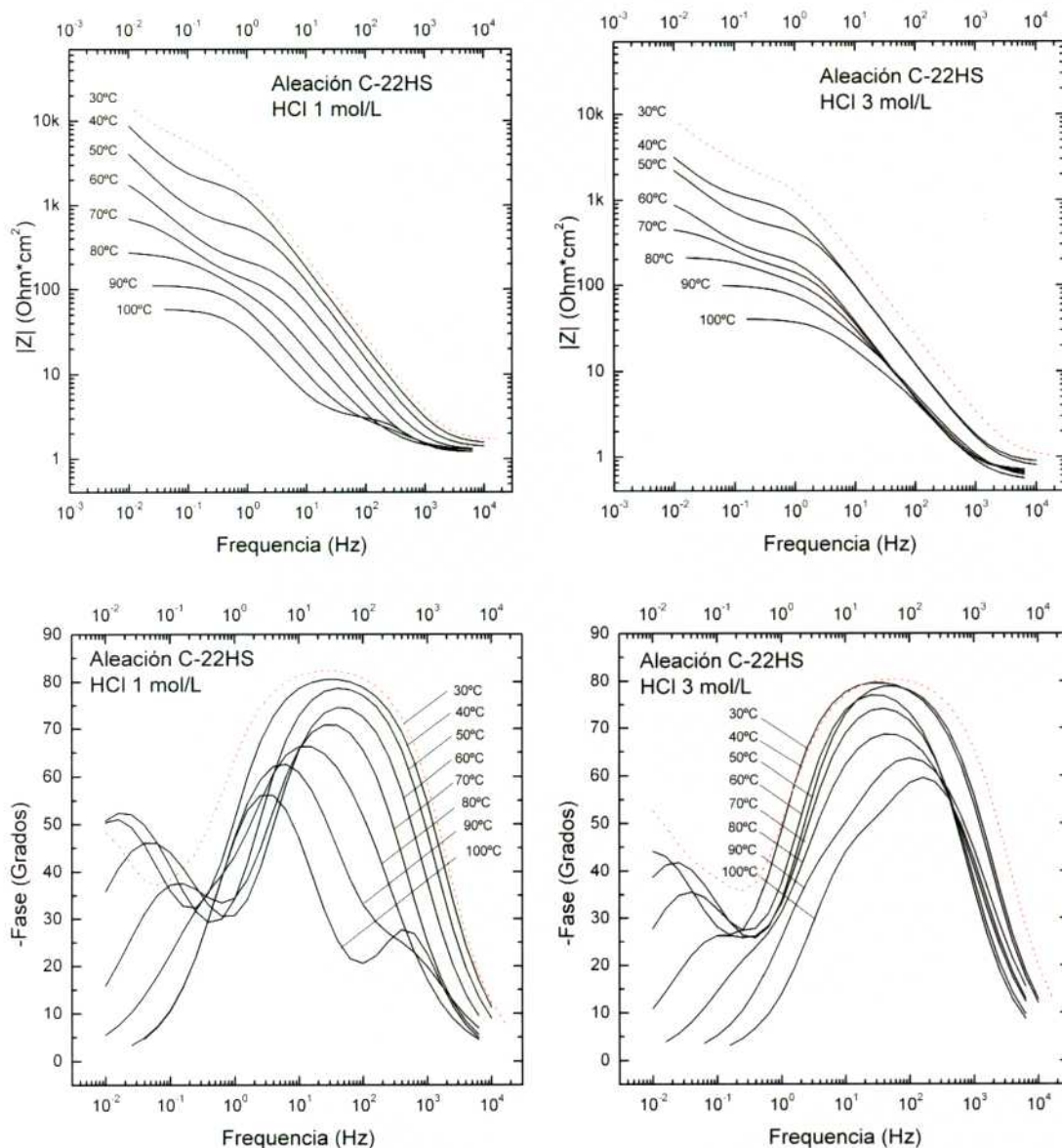


Figura 288: Ajustes de los datos experimentales de módulo (arriba) y fase (abajo) obtenidos de los ensayos de EIS de 30 a 100 °C para la aleación C-22HS en HCl 1 mol/L (izquierda) y 3 mol/L (derecha). Trazo a rayas, trazo lleno y trazo punteado correspondientes a ajustes con circuitos de 1, 2 y 3 constantes de tiempo.

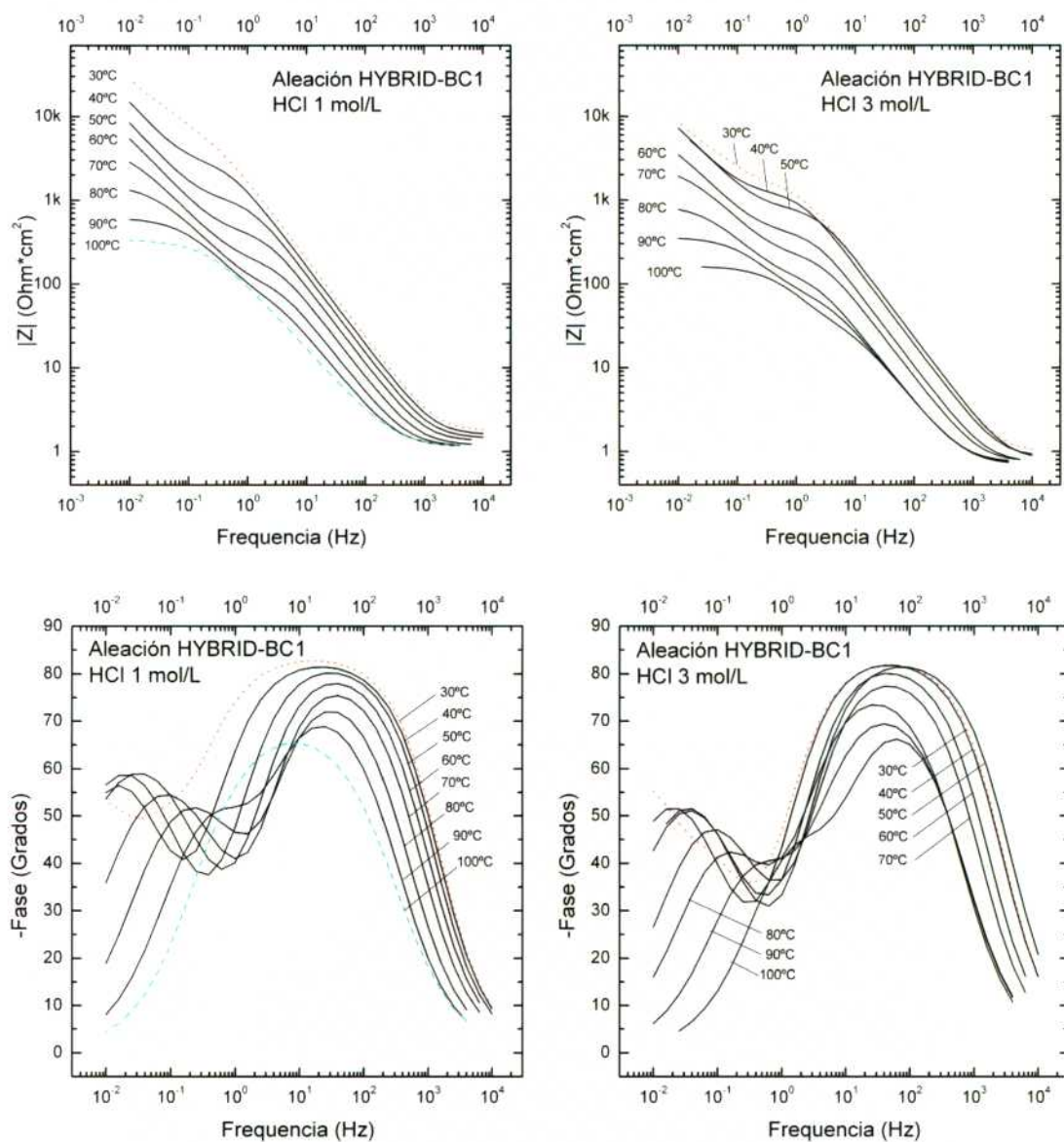


Figura 289: Ajustes de los datos experimentales de módulo (arriba) y fase (abajo) obtenidos de los ensayos de EIS de 30 a 100 °C para la aleación HYBRID-BC1 en HCl 1 mol/L (izquierda) y 3 mol/L (derecha). Trazo a rayas, trazo lleno y trazo punteado correspondientes a ajustes con circuitos de 1, 2 y 3 constantes de tiempo.

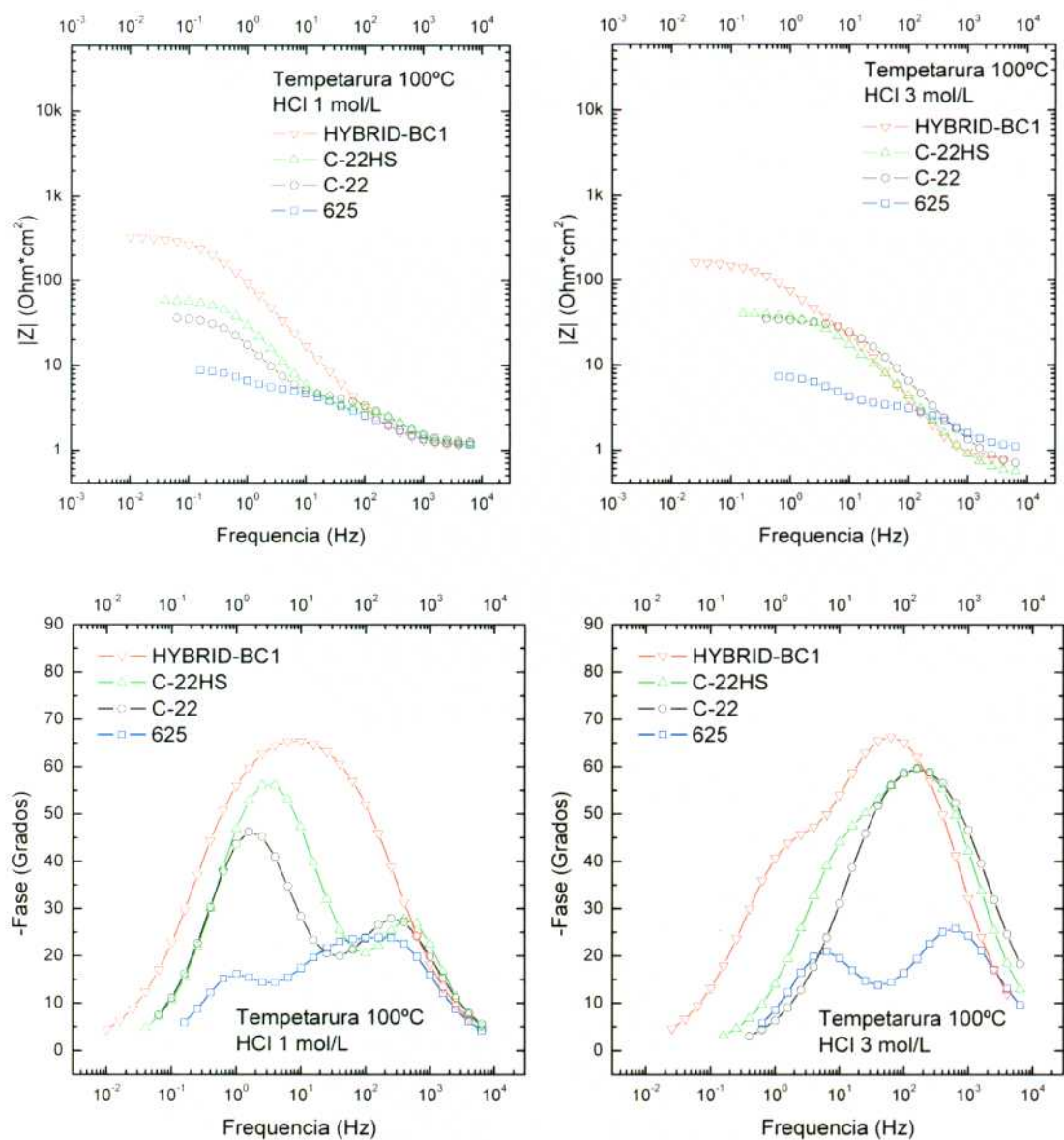


Figura 290: Ajustes de los datos experimentales de módulo (arriba) y fase (abajo) obtenidos de los ensayos de EIS a 100 °C para la aleaciones 625, C-22, C-22HS y HYBRID-BC1 en HCl 1 mol/L (izquierda) y 3 mol/L (derecha).

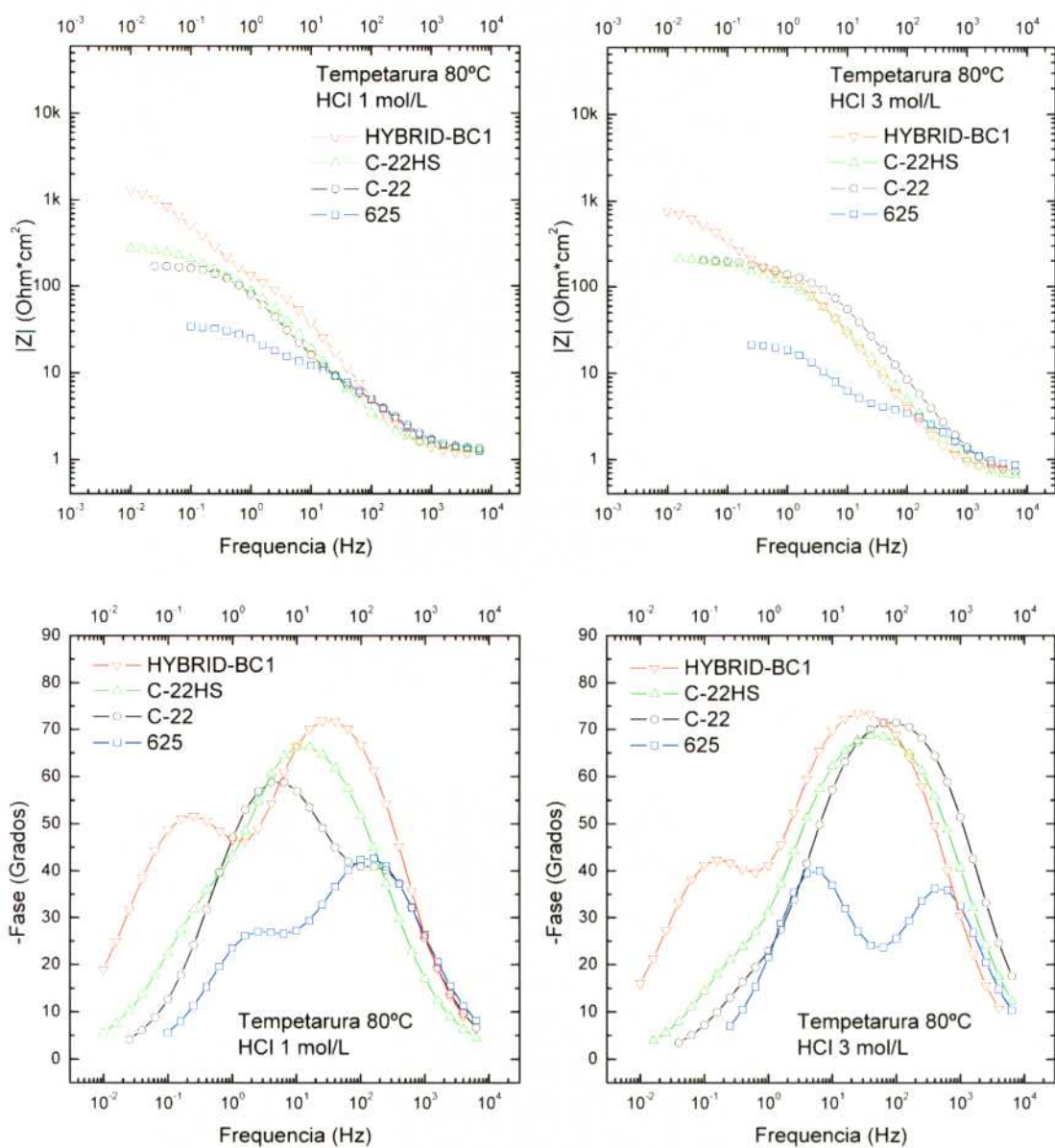


Figura 291: Ajustes de los datos experimentales de módulo (arriba) y fase (abajo) obtenidos de los ensayos de EIS a 80 °C para la aleaciones 625, C-22, C-22HS y HYBRID-BC1 en HCl 1 mol/L (izquierda) y 3 mol/L (derecha).

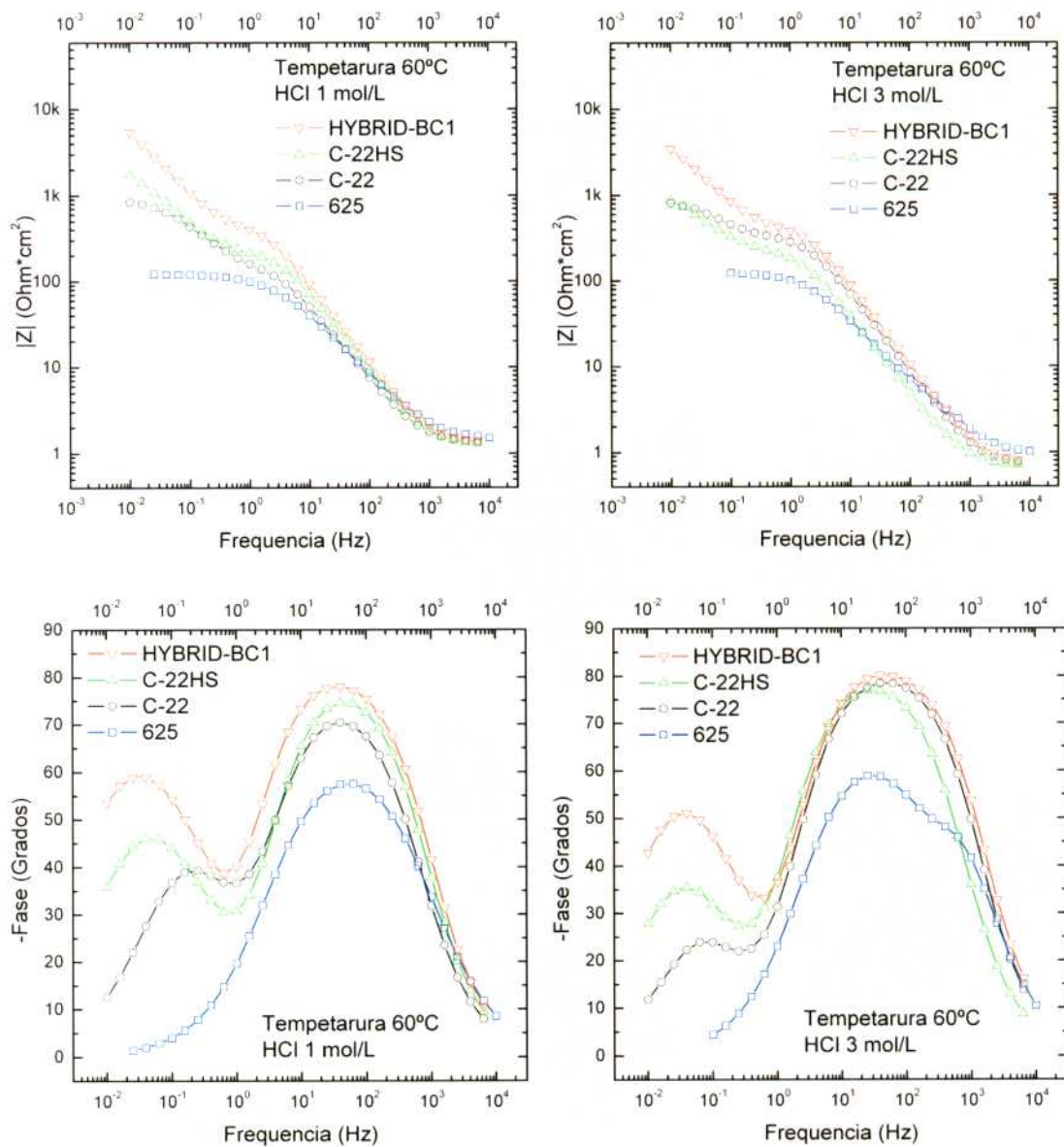


Figura 292: Ajustes de los datos experimentales de módulo (arriba) y fase (abajo) obtenidos de los ensayos de EIS a 60 °C para la aleaciones 625, C-22, C-22HS y HYBRID-BC1 en HCl 1 mol/L (izquierda) y 3 mol/L (derecha).

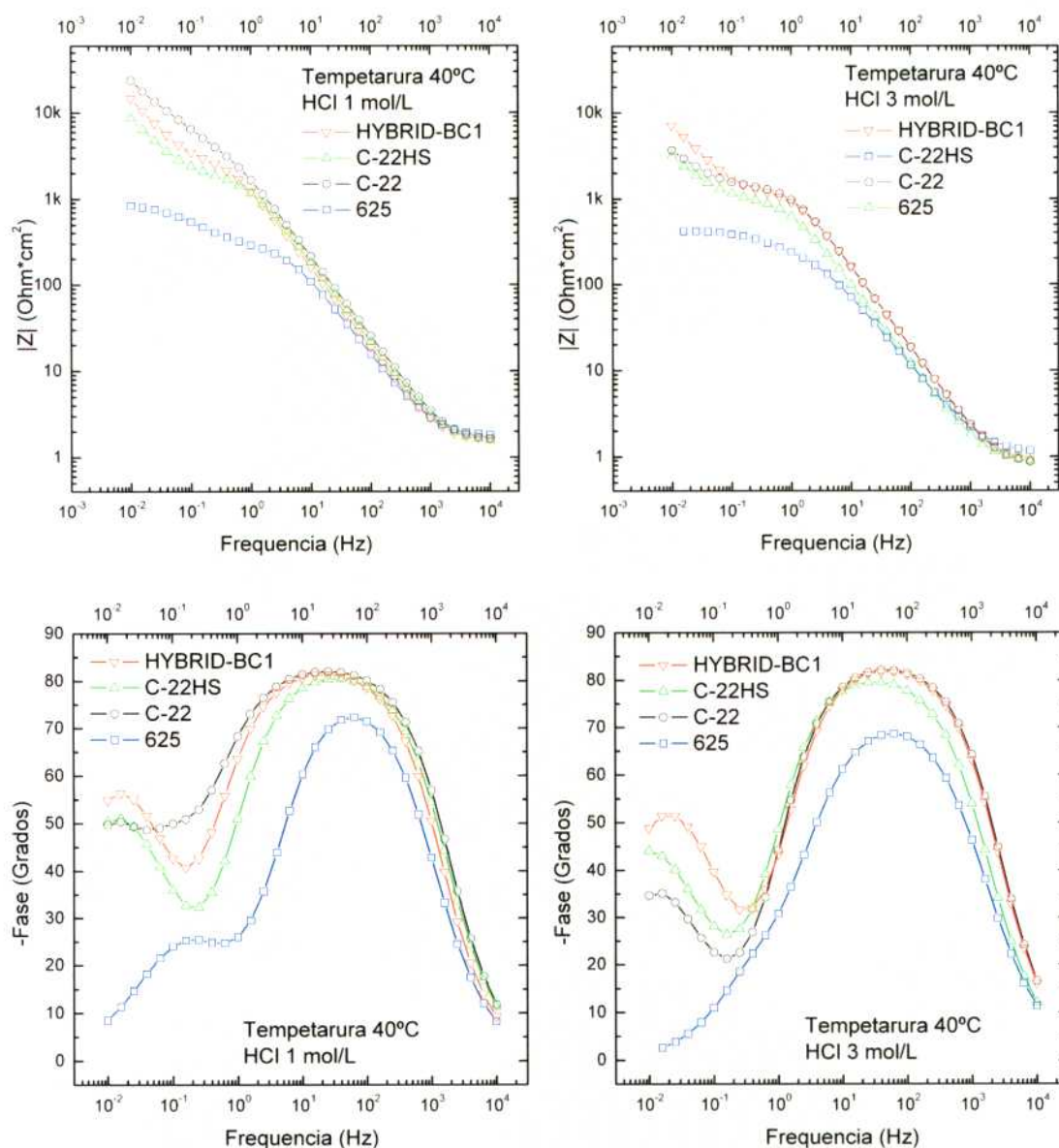


Figura 293: Ajustes de los datos experimentales de módulo (arriba) y fase (abajo) obtenidos de los ensayos de EIS a 40 °C para la aleaciones 625, C-22, C-22HS y HYBRID-BC1 en HCl 1 mol/L (izquierda) y 3 mol/L (derecha).

En los gráficos de fase (**Figuras 290-293**) se pueden apreciar con mayor claridad las diferentes constantes de tiempo. En general los valores de fase fueron mayores para la aleación HYBRID-BC1, siguiéndole la aleación C-22HS, C-22 y 625. En los casos en que se obtuvieron diagramas con dos y tres constantes de tiempo, los valores de fase fueron considerablemente menores a los de ensayos con una constante de tiempo.

4.3.1 Cálculo de la Velocidad de Corrosión

Una vez obtenida la magnitud de la resistencia de polarización, se calcularon las velocidades de corrosión para las distintas aleaciones de níquel en condición metalúrgica MA, en los medios HCl 1 mol/L y 3 mol/L desaireados, entre 30 y 100 °C.

En la **Figura 294** se muestran de forma comparativa las velocidades de corrosión de las aleaciones 625, C-22, C-22HS y HYBRID-BC1 en HCl 1 mol/L (izquierda) y 3 mol/L (derecha). La velocidad de corrosión disminuyó progresivamente conforme aumentó el valor PREN, aunque a bajas temperaturas esta tendencia se hizo más difusa. El orden de magnitud de la velocidad de corrosión de las aleaciones C-22, C-22HS y HYBRID-BC1 fue similar en todo el rango de temperaturas. Para la aleación 625 en HCl 1 mol/L el orden de magnitud de la velocidad de corrosión fue mayor que para las demás aleaciones. Lo mismo ocurrió en HCl 3 mol/L. Por otra parte, puede verse comparativamente que las velocidades de corrosión son muy similares en ambas concentraciones de ácido, para cada aleación en particular.

En la **Figura 295** se observa el comportamiento de la velocidad de corrosión (expresada en $\mu\text{m}/\text{año}$) de las aleaciones 625, C-22, C-22HS y HYBRID-BC1 en función de la temperatura ($^{\circ}\text{C}$) y las concentraciones de HCl (color rojo para HCl 3 mol/L y azul para HCl 1 mol/L). En todos los casos se observó un aumento significativo de la velocidad de corrosión con el aumento de la temperatura. En general las velocidades de corrosión en HCl 3 mol/L fueron mayores que en HCl 1 mol/L.

Rodríguez *et al.* [112] afirman que la aleación C-22 desarrolla una película pasiva estable cuando se expone a soluciones multi-iónicas y en ambientes ligeramente ácidos. Aseguran además que la película pasiva se puede conservar, incluso a pH bajos, a alta temperatura, en ácidos orgánicos e inorgánicos. Los mismos autores afirman que la velocidad de corrosión en la aleación C-22 aumenta más de tres órdenes de magnitud para concentraciones de HCl de 0,01 a 1 mol/L. Por encima de 1 mol/L el incremento de la velocidad de corrosión es menos pronunciado. Esto último se pudo verificar en este trabajo ya que con un aumento de la concentración de HCl (1 a 3 mol/L) las velocidades de corrosión obtenidas fueron similares, presentando una diferencia menor a un orden de magnitud entre ellas (**Figura 295**).

Gray *et al.* [111] afirman que en HCl puro, la capa pasiva de la aleación C-22 se vuelve más delgada con el aumento de la concentración de ácido. Al disminuir el espesor de la capa pasiva la velocidad de corrosión se incrementaría. Carranza *et al.* [87] asumen que la porosidad de la capa pasiva de las aleaciones base Ni aumenta con la temperatura, lo que hace a la película menos protectora. Según estos autores el aumento de la porosidad de la película llevaría a una disminución de la resistencia de la película. Rodríguez *et al.* [112] establecen que el estado de la aleación C-22 se puede inferir a partir de las corrientes de corrosión: estado activo para $i_{\text{CORR}} > 10 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ ($\approx 88 \mu\text{m}/\text{año}$), pasivo para $i_{\text{CORR}} < 1 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ ($\approx 9 \mu\text{m}/\text{año}$), indefinido entre $1\text{-}10 \mu\text{A}/\text{cm}^2$.

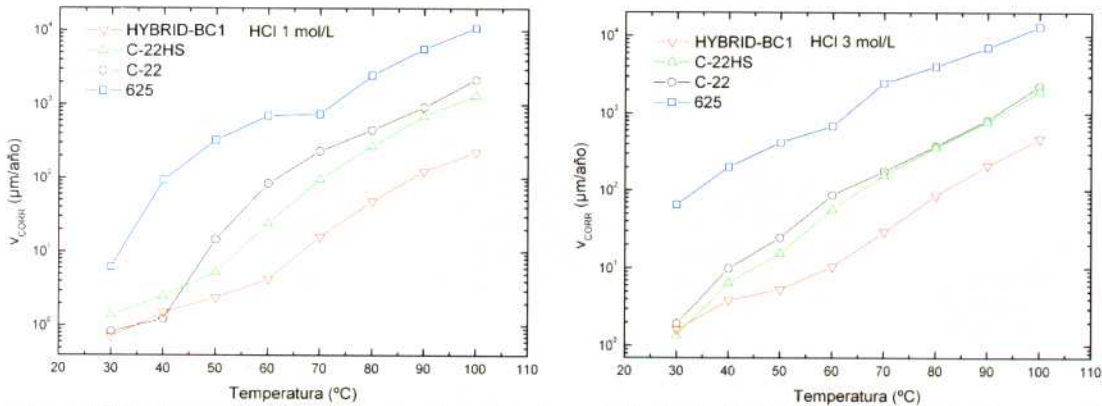


Figura 294: Velocidades de corrosión de la aleaciones 625, C-22, C-22HS y HYBRID-BC1 expresadas en $\mu\text{m}/\text{año}$ para temperaturas de 30-100 $^{\circ}\text{C}$. Medios de ensayo HCl 1 mol/L (izquierda) y 3 mol/L (derecha) desaireados.

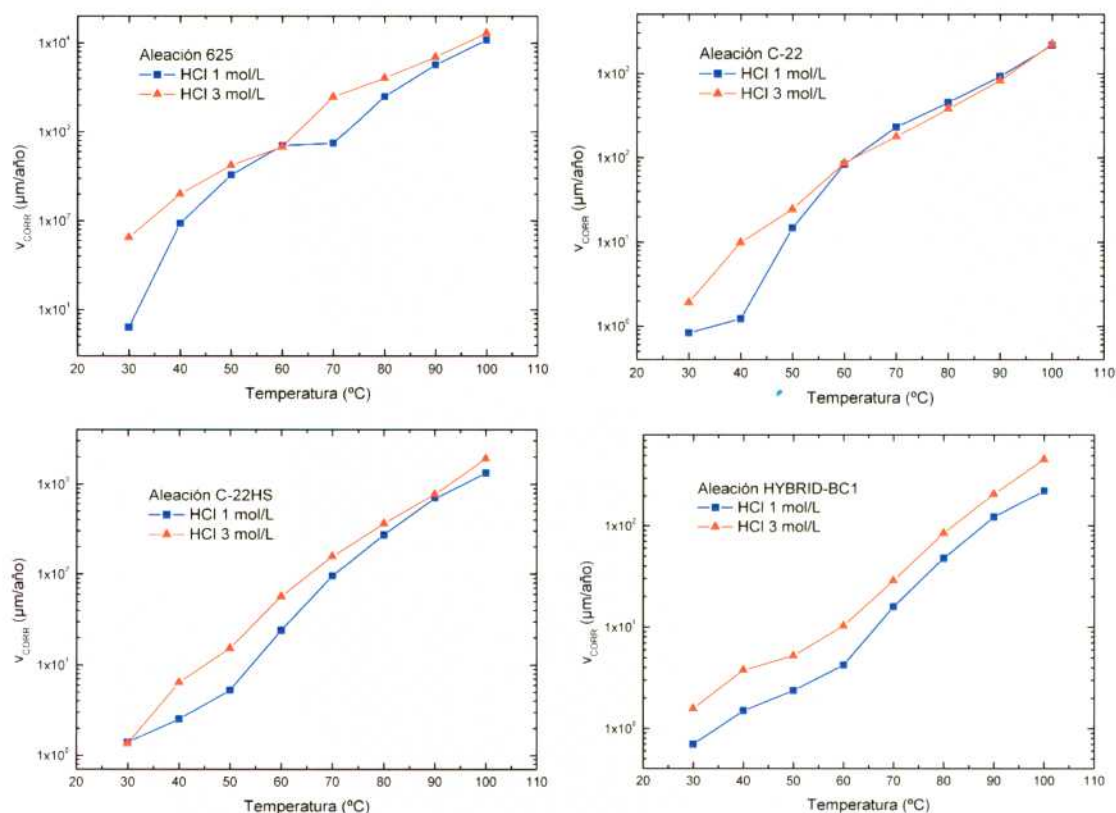


Figura 295: Velocidades de corrosión de las aleaciones 625, C-22, C-22HS y HYBRID-BC1 expresadas en $\mu\text{m/año}$ para temperaturas de 30-100 °C. Medios de ensayo HCl 1 mol/L (azul) y 3 mol/L (rojo) desaireados

En la **Figura 296** se observan el potencial de corrosión y la densidad de corriente de corrosión en función de la temperatura para la aleación C-22, en HCl 1 y 3 mol/L. Se observa que para las velocidades de corrosión en las que Rodríguez *et al.* discriminan el estado pasivo del estado activo, el potencial de corrosión disminuyó abruptamente, tal como lo afirma Oldfield *et al.* (**Sección 4.2.2**).

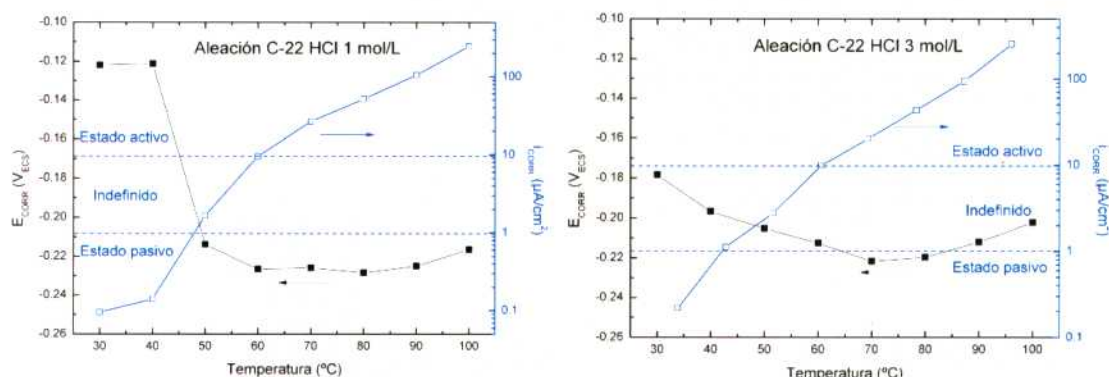


Figura 296: Potencial y densidades de corrientes de corrosión de la aleación C-22 en función de la temperatura. Solución HCl 1 mol/L (izquierda) y 3 mol/L (derecha) desaireadas.

4.3.2 Cálculo de la Energía de Activación

Se asumió que la corriente de corrosión (i_{CORR}) es expresada mediante una ecuación de tipo Arrhenius que representa una dependencia exponencial de i_{CORR} con la temperatura:

$$i_{CORR} = i_{CORR}^0 e^{\frac{-E_a}{RT}} \quad (16)$$

en donde i_{CORR}^0 es la densidad de corriente teórica que existiría a temperatura infinita (A/cm^2), E_a es la energía aparente de activación para la disolución anódica de la aleación (J/mol), R es la constante universal de los gases ($8,314 J/mol K$) y T es la temperatura (K).

Se calculó la energía de activación aparente durante la disolución anódica de las aleaciones 625, C-22, C-22HS y HYBRID-BC1 en HCl 1 y 3 mol/L. Para ello se graficó $\log(i_{CORR})$ vs. $1/T$ (**Figura 297**) y se realizó un ajuste de los datos por el método de cuadrados mínimos, entre los puntos correspondientes a las temperaturas de 50 a 100 °C.

En la **Figura 298** se representa la energía de activación en función del contenido de Mo de las aleaciones, para las dos concentraciones de HCl. Puede verse que las energías de activación obtenidas para la disolución en HCl 1 mol/L fueron siempre mayores que en HCl 3 mol/L. Las energías de activación de la aleación C-22 se asemejan a las reportadas por otros autores, que indican $E_a = 83,7 KJ/mol$ en solución de $FeCl_3$ 10% en peso [113]. Rebak *et al.* [114] midieron la energía de activación de la aleación C-22 en HCl 2,5% ($\approx 0,2 mol/L$) obteniendo $E_a = 244 KJ/mol$. Este valor es consistente con los medidos en este trabajo dado que al aumentar la concentración del medio ácido, disminuyó la energía de activación. Existe abundante bibliografía en la que se informa la energía de activación de disolución de la aleación C-22 en diferentes medios (principalmente Cl^- y NO_3^-). Duquette *et al.* [115] obtuvieron 40,8 KJ/mol para la aleación C-22 en solución de cloruros (1-6 molal) y nitratos (0,05-3 molal). Hua *et al.* [116] obtuvieron un valor de 23,7 KJ/mol en soluciones simuladas de aguas subterráneas (BSW-12). Day *et al.* [117] estimaron para la aleación C-22 los valores de 98, 63 y 78 KJ/mol en ácido oxálico 0,01, 0,1 y 1 mol/L respectivamente. No se encontraron en la bibliografía valores de energía de activación de disolución anódica para las aleaciones 625, C-22HS y HYBRID-BC1.

Los valores de E_a para la aleación 625 fueron muy similares en HCl 1 y 3 mol/L (**Figura 298**). Los valores para la aleación HYBRID-BC1 también presentaron gran similitud. La energía de activación aumentó conforme lo hizo el contenido de Mo de las aleaciones (625, C-22 y C-22HS). Esta tendencia no se observó para la aleación HYBRID-BC1 ya que para esta aleación la energía de activación disminuyó, y lo hizo en mayor proporción al disminuir la concentración de ácido. En ambas concentraciones de ácido, se obtuvieron para la aleación C-22HS valores máximos de energía de activación.

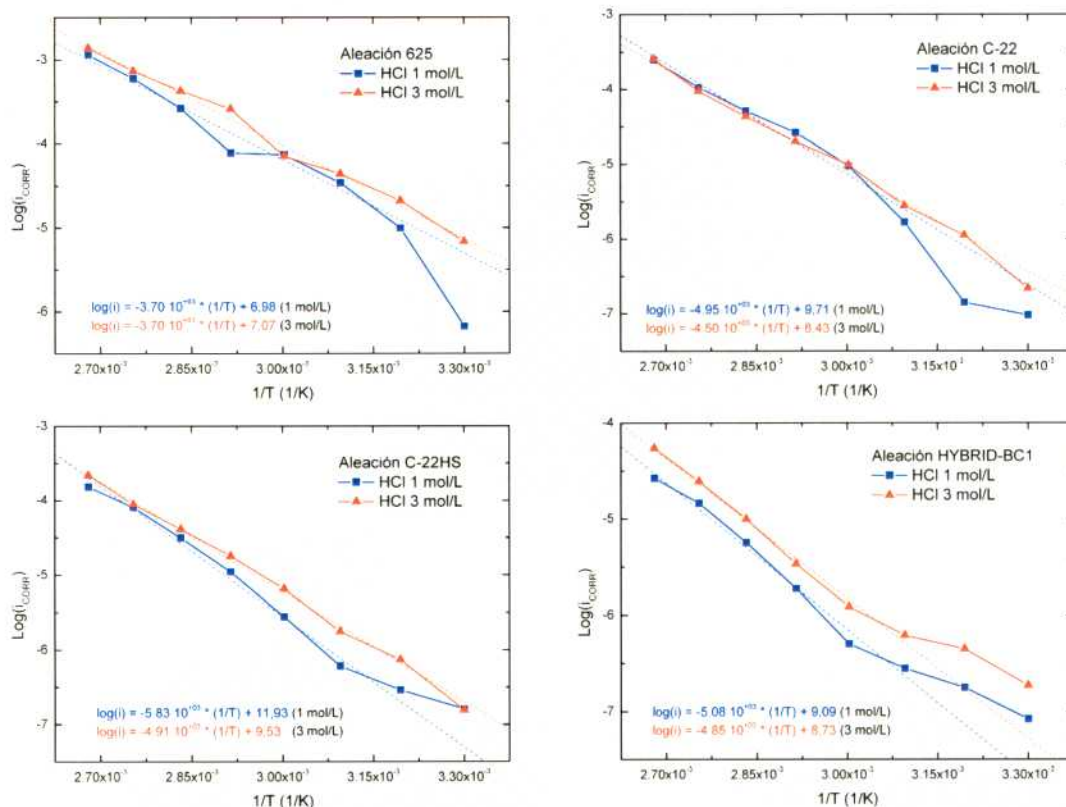


Figura 297: $\log i$ vs. T^{-1} para la obtención de E_a en las aleaciones 625, C-22, C-22HS y HYBRID-BC1 en HCl 1 mol/L (azul) y 3 mol/L (rojo). Rectas de ajuste y ecuación.

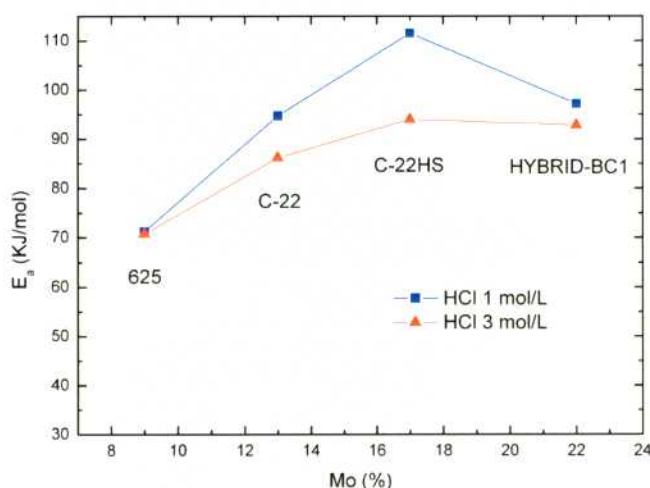


Figura 298: Energía de activación aparente de disolución vs. % en peso de Mo. Valores obtenidos mediante la medición de i_{CORR} entre 50 a 100 °C en HCl 1 y 3 mol/L desaireados.

En la **Figura 299** se muestra el valor de E_a en función del valor del PREN (**Sección 1.4.2.3**). El PREN es un índice establecido basándose en resultados teóricos y es frecuentemente usado como una medida de la resistencia a la corrosión localizada de las aleaciones base níquel, en función de la composición de la misma. Cuando mayor es este valor, mayor resistencia tiene la aleación a la corrosión localizada [68]. En la **Figura 299** se puede observar que, en general, E_a aumentó con el PREN de las aleaciones.

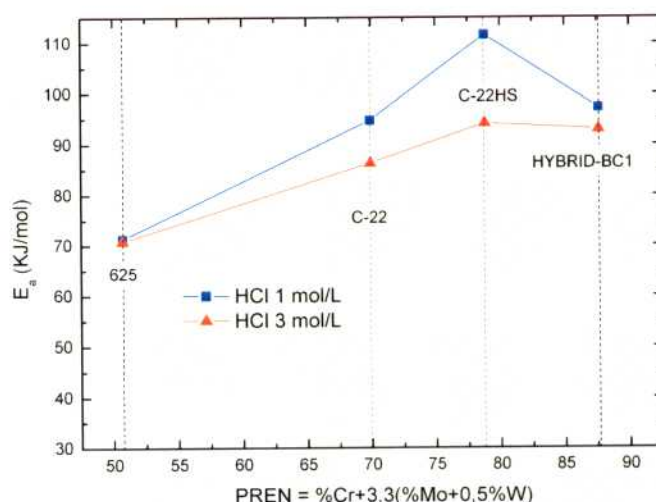


Figura 299: Energía de activación aparente de disolución en función del PREN (*Pitting Resistance Equivalent Number*).

4.3.3 Variación de los Parámetros de Ajuste con la Temperatura

Se calcularon las capacidades equivalentes (C) a partir de los parámetros de ajuste de cada circuito equivalente (Y, n) por medio de la siguiente ecuación:

$$C = \frac{Y^n}{A} \left(\frac{1}{R_s} + \frac{1}{R} \right)^{\frac{1-n}{n}} \quad (17)$$

Los valores de Y, n, R, R_s (resistencia del electrolito) son los parámetros de ajuste obtenidos por el software Autolab[®] y A es el área efectiva de la probeta [118].

En la **Figura 300** se visualiza el comportamiento de la resistencia del electrolito (R_s) obtenida de los ajustes de los circuitos equivalentes para cada aleación y concentración de HCl en función de la temperatura. La resistencia del electrolito disminuyó conforme aumentó la temperatura de los ensayos. En particular, se observó que las R_s obtenidas en los ensayos con una misma concentración de ácido fueron similares, independientemente de la aleación. Esto se debió a que la distancia del capilar de Luggin a la superficie de la probeta fue aproximadamente la misma en todos los ensayos. En solución de HCl 1 mol/L las R_s fueron mayores que en los ensayos HCl 3 mol/L, debido a la mayor conductividad iónica de la solución más concentrada.

En la **Figura 301** se representan las resistencias de alta frecuencia (R_{AF} o R₁), resistencias de frecuencia intermedia (R_{FI} o R₂ que corresponden a circuitos equivalentes con tres constantes de tiempo) y resistencias de baja frecuencia (R_{BF} o R₃ correspondiente a circuitos equivalentes con dos o tres constantes de tiempo) en función de la temperatura. Todas las resistencias de las cuatro aleaciones presentaron un comportamiento decreciente a medida que se aumentó la temperatura de ensayo, en ambas concentraciones de ácido.

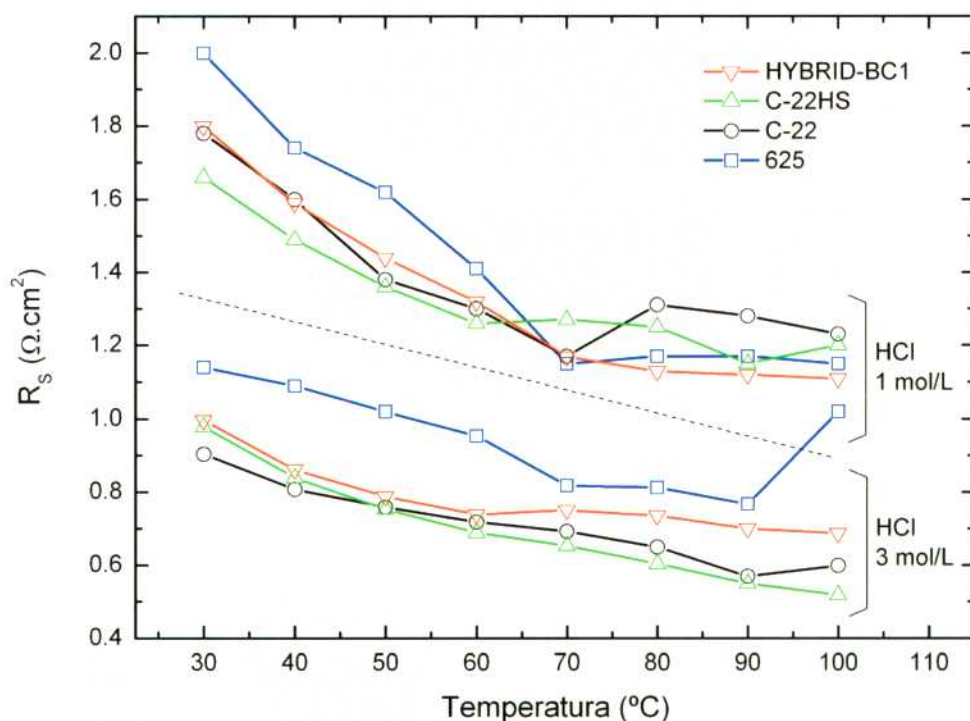


Figura 300: Valores de la resistencia de la solución (R_s) obtenida de los ajustes de los circuitos equivalentes de los ensayos de EIS en función de la temperatura para las aleaciones 625, C-22, C-22HS y HYBRID-BC1.

En las aleaciones C-22HS y HYBRID-BC1 se observó una similitud significativa de R_{BF} para las dos concentraciones de ácido, en casi todo el rango de temperaturas. Lo mismo se observó para R_{FI} y R_{AF} en las mismas aleaciones, pero esta tendencia no se observó para las aleaciones 625 y C-22. Las resistencias de las aleaciones 625 y C-22 presentaron gran variabilidad en sus valores y en algunos casos fuertes disminuciones con el aumento de la temperatura, tales como R_{AF} de la aleación 625 en HCl 3 mol/L entre 50-60 °C y R_{AF} de la aleación C-22 en HCl 1 mol/L entre 70-80 °C. Pudo observarse en estos casos, que R_{AF} disminuyó varios órdenes de magnitud entre las temperaturas mencionadas.

En la **Figura 302** se representan las capacidades de alta frecuencia (C_{AF} o C_1), capacidades de frecuencia intermedia (C_{FI} o C_2 que corresponden a circuitos con tres constantes de tiempo) y capacidades de baja frecuencia (C_{BF} o C_3 correspondiente a circuitos con dos o tres constantes de tiempo) en función de la temperatura. Todas las capacidades de las cuatro aleaciones presentaron un comportamiento levemente creciente a medida que se aumentó la temperatura de ensayo, en ambas concentraciones de ácido.

De forma contraria al comportamiento de las resistencias, en las capacidades pudo observarse que el valor de éstas fue levemente menor conforme la aleación presentó mayor resistencia a la corrosión localizada, en todo el rango de temperaturas. De la misma forma, en las aleaciones C-22HS y HYBRID-BC1 se observó una similitud significativa de C_{BF} para las dos concentraciones de ácido, en un rango amplio de temperaturas (**Figura 302**). Lo mismo se observó para C_{FI} y C_{AF} en las mismas aleaciones, pero esta tendencia no se observó para las aleaciones 625 y C-22. La aleación 625 presentó una fuerte tendencia al aumento de los valores de las capacidades con el aumento de la temperatura. En todas las aleaciones se observó que en general las capacidades de baja frecuencia fueron mayores a las de media y alta frecuencia, en casi todo el rango de temperaturas y en ambas concentraciones de ácido. La aleación HYBRID-BC1 fue la que mayor estabilidad presentó en sus valores de capacidad.

En la **Figura 303** se observa la sumatoria de las resistencias de polarización (R_{AF} , R_{FI} y R_{BF}) para cada aleación y concentración de ácido. Puede observarse que los valores

de resistencias fueron mayores conforme aumenta el valor PREN, en todo el rango de temperaturas. Esto es consistente con las velocidades de corrosión obtenidas en la **Sección 4.3.1**. Dado que para calcular las corrientes de corrosión son necesarias las resistencias de polarización, las **Figuras 295 y 303** presentan la misma información, pero esta última se agregó por una cuestión de claridad.

En las **Figuras 301 y 302** se observa el comportamiento de las resistencias y capacidades de los ajustes de los circuitos equivalentes conforme se modificó la temperatura. Los valores de las resistencias disminuyeron y las capacidades aumentaron a medida que se incrementó la temperatura de los ensayos. Según Gray *et al.* una disminución del pH produce un leve incremento en las capacidades de alta frecuencia y un leve decremento de las resistencias de alta frecuencia de los circuitos equivalentes, a igual temperatura [111]. Esto puede corroborarse para las resistencias y capacidades de alta frecuencia de todas las aleaciones (**Figura 301**). Al disminuir la temperatura, disminuyeron las velocidades de corrosión y aumentaron las capacidades de alta frecuencia en todas las aleaciones (**Figura 302**). El desarrollo de una película pasiva se ha asociado con la disminución de la capacidad de alta frecuencia [112,119].

En esta tesis se observó que a altas temperaturas la constante de alta frecuencia (las constantes de tiempo que se observan a frecuencias elevadas) se desplazó en gran medida hacia frecuencias más bajas con la disminución de la temperatura, en tanto que la constante de baja frecuencia no sufrió un desplazamiento tan pronunciado con el cambio de temperatura (**Figuras 286-289**). Grey *et al.* [111] obtuvieron dos constantes de tiempo en los ensayos de EIS de la aleación C-22 en soluciones de ácido clorhídrico (pH 0 y pH -0,5) a 90 °C. Estos investigadores observaron que la magnitud de las componentes reales e imaginarias de los diagramas de Nyquist disminuyeron con la disminución del pH de la solución, lo que pudo comprobarse también en este trabajo. Así mismo asumen que la constante de tiempo de alta frecuencia corresponde al film pasivo y la constante de tiempo de baja frecuencia corresponde a la región interfacial metal-óxido y óxido-solución. Rodríguez *et al* [112] refuta este supuesto alegando que el film pasivo no podría estar presente en condiciones activas debido a la ausencia de las características protectoras, propias de un film pasivo, que se observan en los trabajos de Gray *et al.* [111].

Rodríguez *et al.* [112] asumen que la capacidad asociada con la película pasiva aparece en serie con la capacidad asociada a la doble capa eléctrica. Según estos autores, la capacidad de la interfase metal pasivo / solución está dominada por la capacidad de la película pasiva. Cuando la película pasiva no está presente y la corrosión ocurre en estado activo, la capacidad interfacial está dominada por la doble capa eléctrica.

Carranza *et al.* [87] asumen que la porosidad del film pasivo de las aleaciones base Ni aumenta con la temperatura, lo que hace a la película menos protectora. El aumento de la porosidad de la película llevaría a un aumento de la capacidad de la película y una disminución de su resistencia. Según Grey *et al.* [111] el mecanismo de adelgazamiento de la película pasiva está afectado por la presencia de cloruros en la solución. Los iones cloruro, se adsorben a la superficie del óxido formando complejos con los cationes de óxido superficial. Una alta solubilidad del complejo aumenta la disolución y provoca el adelgazamiento de la capa pasiva [42,120,121].

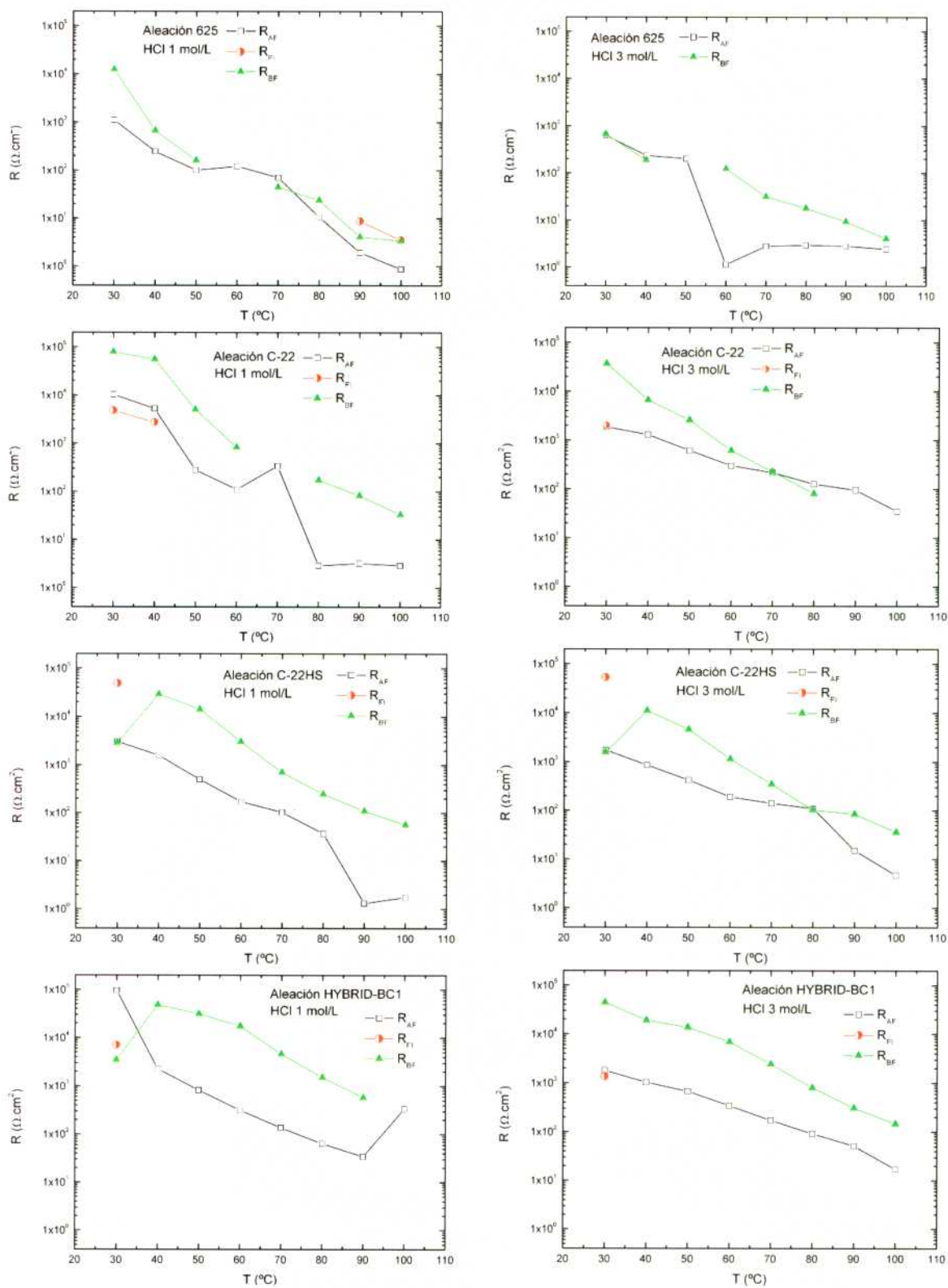


Figura 301: Valores de R_{AF} , R_{FI} y R_{BF} obtenida de los ajustes de los circuitos equivalentes de los ensayos de EIS en función de la temperatura para las aleaciones 625, C-22, C-22HS y HYBRID-BC1. Medios de ensayo HCl 1 mol/L (izquierda) y 3 mol/L (derecha) desaireados.

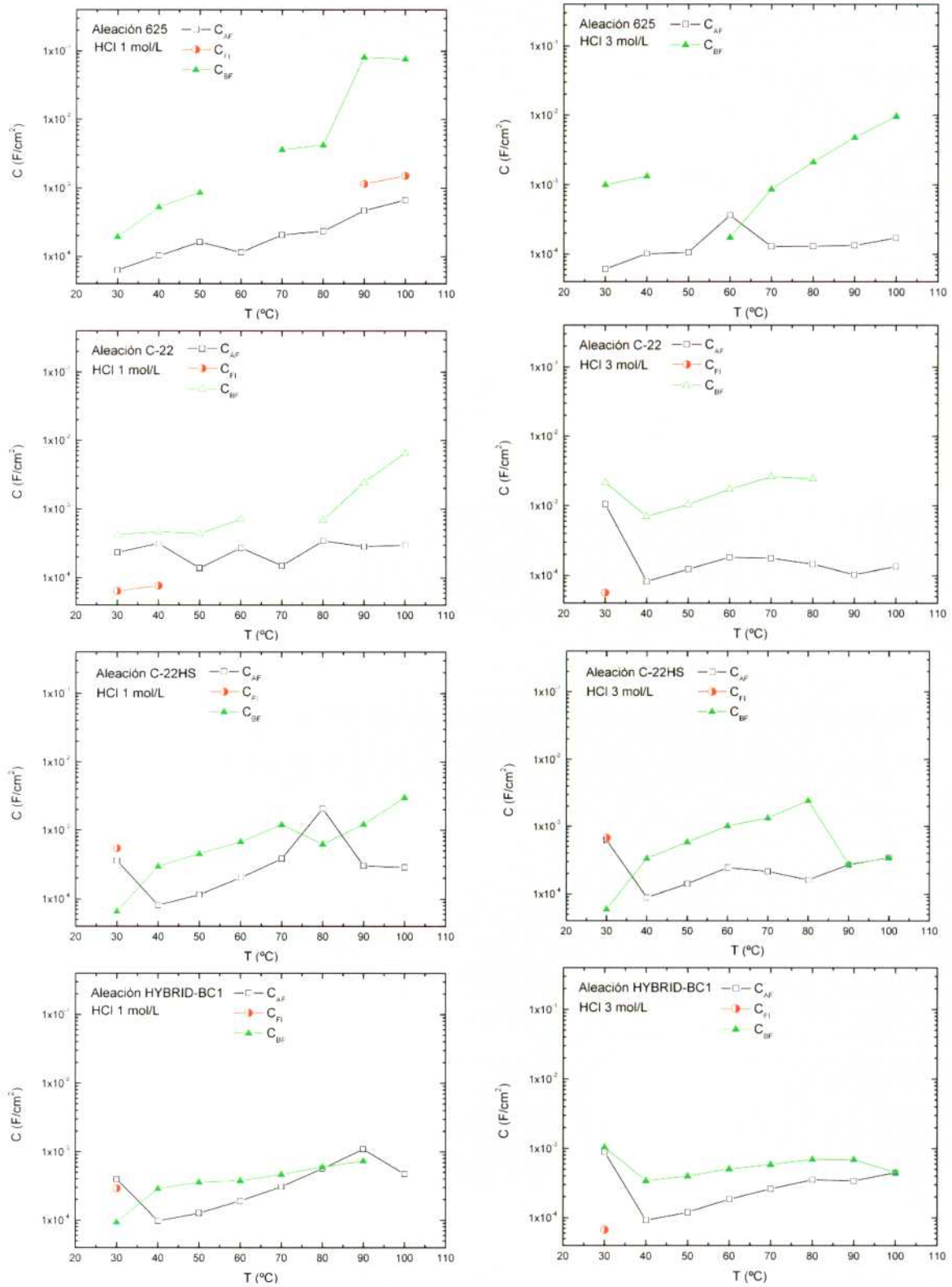


Figura 302: Valores de C_{AF} , C_{FI} y C_{BF} obtenida de los ajustes de los circuitos equivalentes de los ensayos de EIS en función de la temperatura para las aleaciones 625, C-22, C-22HS y HYBRID-BC1. Medios de ensayo HCl 1 mol/L (izquierda) y 3 mol/L (derecha) desaireados.

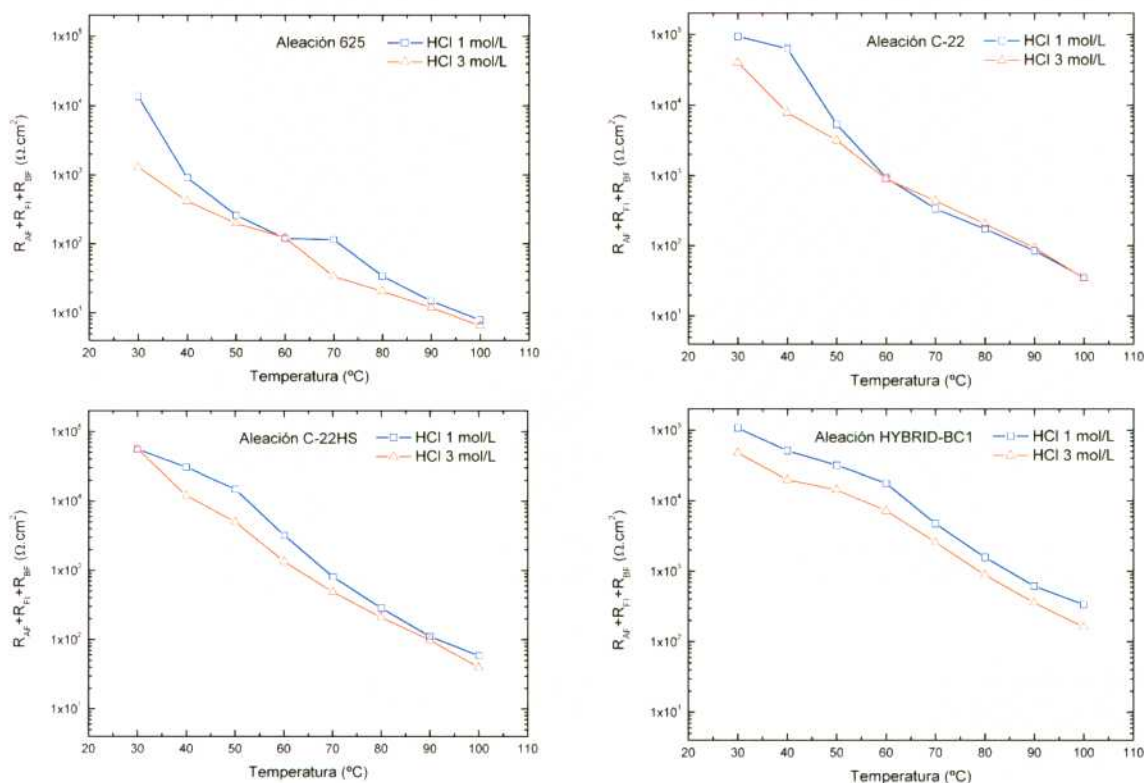


Figura 303: Suma de R_{AF} , R_{FI} y R_{BF} obtenida de los ajustes de los circuitos equivalentes de los ensayos de EIS en función de la temperatura para las aleaciones 625, C-22, C-22HS y HYBRID-BC1. Medios de ensayo HCl 1 mol/L (azul) y 3 mol/L (rojo) desaireados.

En la **Figura 304** se graficó el estado de las aleaciones 625, C-22, C-22HS y HYBRID-BC1 según la corriente de corrosión registrada en cada caso (clasificación de Rodríguez *et al.* [112], **Sección 4.3.1**). Se puede notar que la mayor variación de las constantes de tiempo con la frecuencia (**Figuras 286-289**) se registró a las temperaturas en que se considera a la aleación en estado indefinido. Se debe tener en cuenta que la clasificación se propuso para la aleación C-22, y podría extenderse a otras aleaciones de la familia Ni-Cr-Mo. Sin embargo, la aleación HYBRID-BC1 podría presentar bajas velocidades de corrosión en estado activo, es decir, en ausencia de una película protectora.

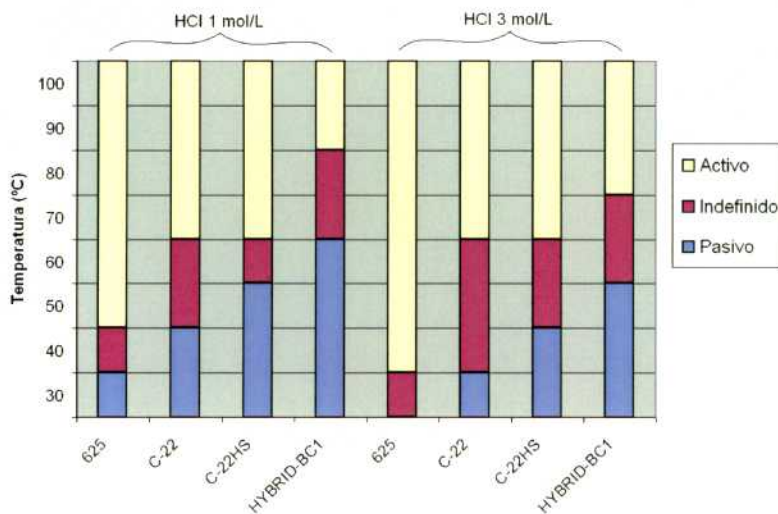


Figura 304: Estado de las aleaciones según la i_{CORR} obtenida de los ensayos de EIS entre 30 y 100 °C.

4.4 Potenciales Críticos para la Corrosión Localizada

La presencia de un anión agresivo es una condición necesaria para iniciar el picado [122]. El comportamiento electroquímico de los metales en medios ácidos que contienen cloruros, determina la susceptibilidad a la corrosión localizada (picado y corrosión en rendijas) [68]. El potencial de repasivación de la corrosión en rendijas (E_{CO}) puede ser expresado, en términos del modelo de acidificación localizada, de acuerdo a la ecuación:

$$E_{CO} = E_{CORR}^* + \eta + \Delta\Phi \quad (18)$$

En donde E_{CORR}^* es el potencial de corrosión en el medio acidificado dentro de la rendija, η es la polarización necesaria para obtener una densidad de corriente lo suficientemente alta para mantener una acidificación crítica dentro de la rendija, y $\Delta\Phi = IR$ es la caída óhmica de potencial dentro de la rendija (I es la corriente circulante y R la resistencia óhmica) [17].

A medida que aumenta la resistencia a la corrosión localizada de las aleaciones, la solución crítica necesaria para producir la depasivación es más agresiva (mayor acidez) [68,123]. En el presente caso, E_{CORR}^* se asoció con el potencial de corrosión en HCl 1 mol/L para la aleación 625, y en HCl 3 mol/L para las otras aleaciones. Esto se hizo para obtener valores conservadores de potenciales de repasivación críticos, además de que es necesaria una solución ácida menos crítica para producir la depasivación de la aleación 625.

En la **Figura 305** se representa el ajuste lineal de E_{CO} en $CaCl_2$ 5 mol/L (recta color negro) y E_{CORR} en HCl 1 y 3 mol/L para la aleación 625 en función de la temperatura. Allí se determinó la intersección de las curvas de ajuste de los valores de E_{CO} en $CaCl_2$ 5 mol/L y un valor promedio de E_{CORR} en HCl 1 mol/L. El promedio de los valores de E_{CORR} se calculó para los valores estables de potencial de corrosión ($T \geq 50^\circ C$ para las aleaciones 625 y C-22 y $T \geq 60^\circ C$ para la aleación C-22HS); para la aleación HYBRID-BC1 se utilizó el rango completo de temperaturas (rectas a rayas de color verde en **Figuras 305-308**). De este modo, se obtuvo el valor mínimo de E_{CO} , que es igual a E_{CORR}^* , y la temperatura a la cual se alcanzaron dichas condiciones (i.e. $\eta + \Delta\Phi = 0$ y $E_{CO} = E_{CORR}^*$). Para las aleaciones C-22, C-22HS y HYBRID-BC1, se realizaron extrapolaciones de E_{CO} en $CaCl_2$ 5 mol/L y E_{CORR} en HCl 3 mol/L en función de la temperatura (**Figuras 306-308**). Estos datos se hallan en la **Tabla 18**. A partir de estas extrapolaciones se determinaron las intersecciones de las curvas correspondientes, obteniéndose los valores mínimos de E_{CO} y las temperaturas asociadas para cada aleación (**Tabla 18**). La aleación HYBRID-BC1 presentó los mayores valores de E_{CO} mínimo y de temperatura asociada, siendo la más resistente de las aleaciones estudiadas. Las aleaciones C-22HS y C-22 presentaron valores similares entre sí; mientras que la aleación 625 presentó valores significativamente menores de ambos parámetros (**Tabla 18**).

Estos valores mínimos de potencial de repasivación hallados son aquellos por debajo de los cuales no es posible la corrosión localizada, independientemente de la concentración de cloruros y la temperatura del medio. Para temperaturas mayores a la temperatura característica asociada de cada aleación el potencial de repasivación debería estabilizarse ya que según el modelo de acidificación localizada este potencial característico es el mínimo valor que puede alcanzar.

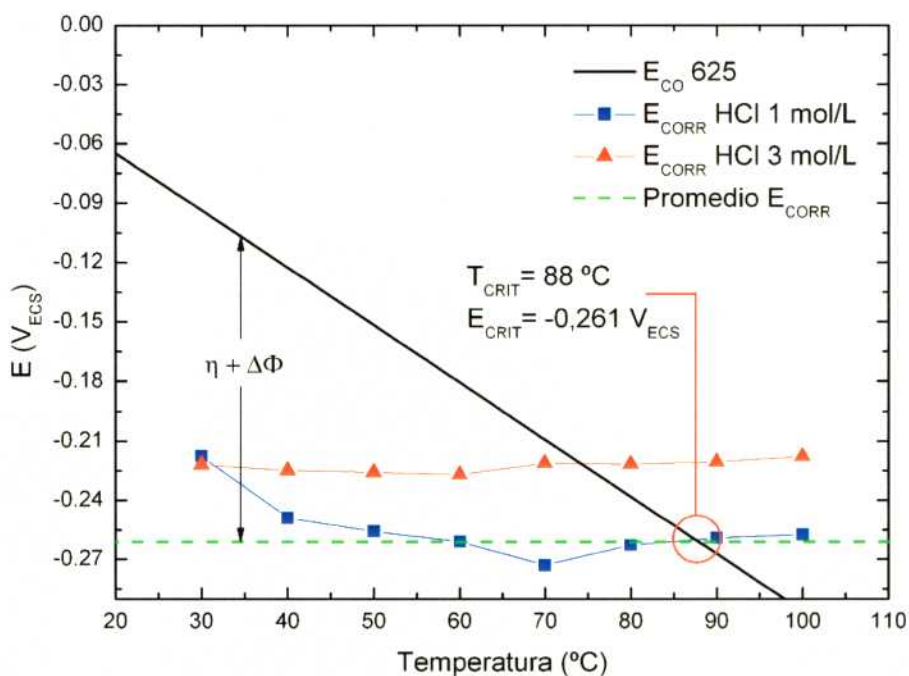


Figura 305: Superposición del ajuste de E_{CO} en $CaCl_2$ 5 mol/L (negro) y promedio de E_{CORR} en HCl 1 mol/L (verde) en función de la temperatura para la aleación 625.

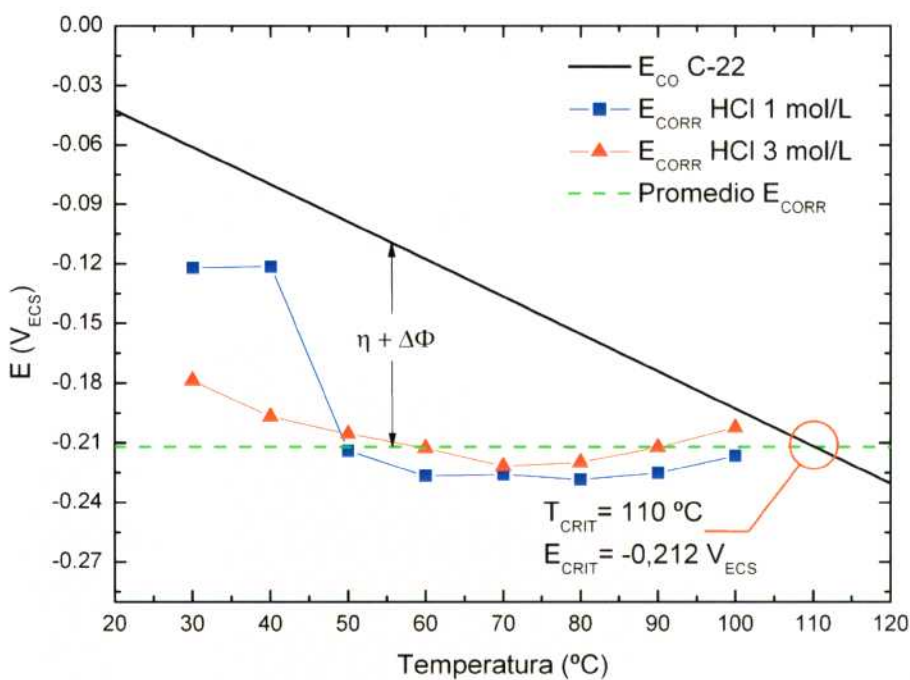


Figura 306: Superposición del ajuste de E_{CO} en $CaCl_2$ 5 mol/L (negro) y promedio de E_{CORR} en HCl (verde) en función de la temperatura para la aleación C-22.

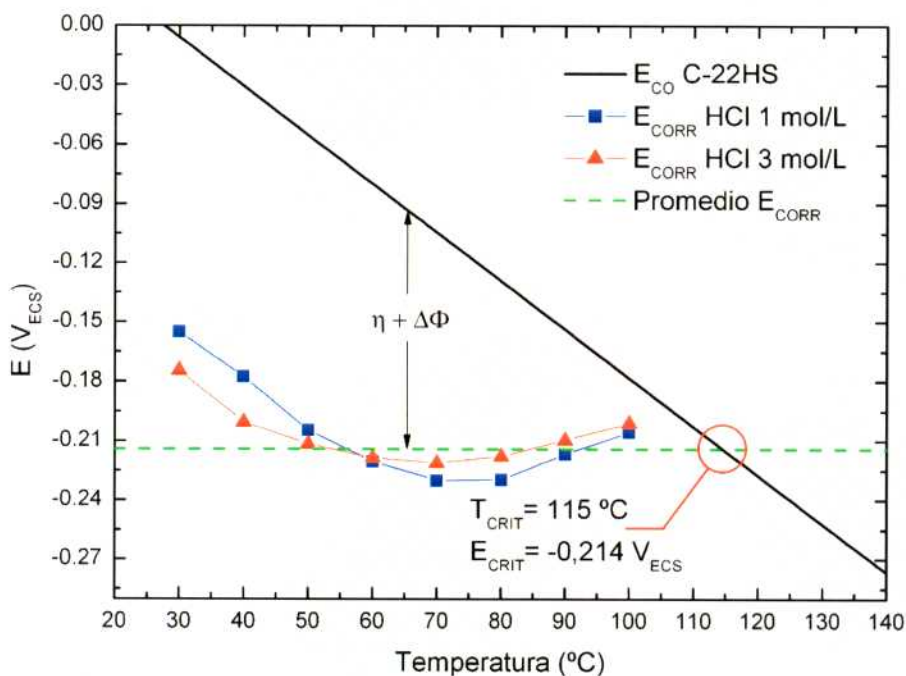


Figura 307: Superposición del ajuste de E_{CO} en $CaCl_2$ 5 mol/L (negro) y promedio de E_{CORR} en HCl (verde) en función de la temperatura para la aleación C-22HS.

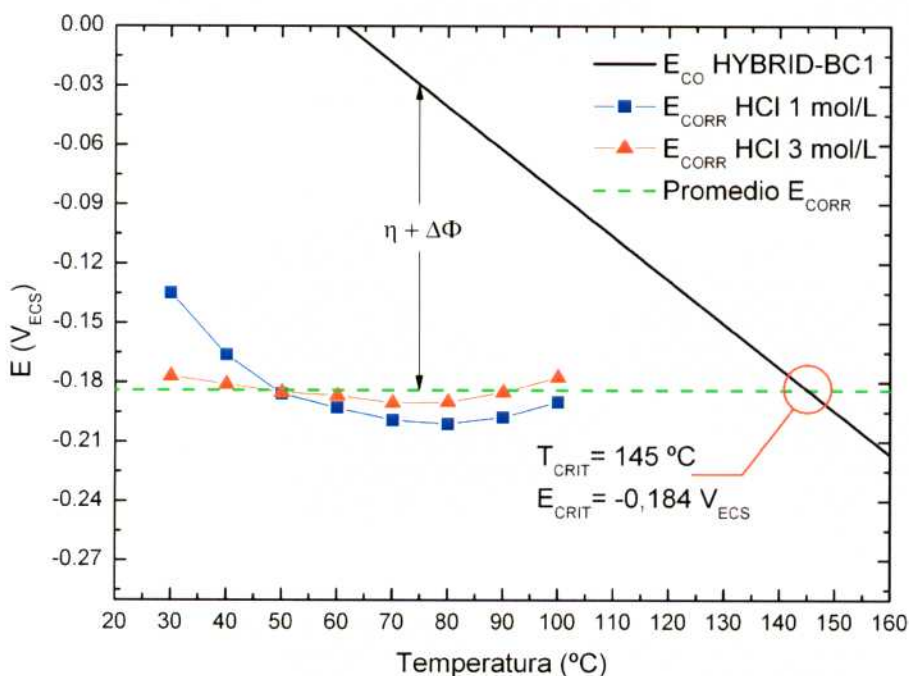


Figura 308: Superposición del ajuste de E_{CO} en $CaCl_2$ 5 mol/L (negro) y promedio de E_{CORR} en HCl (verde) en función de la temperatura para la aleación HYBRID-BC1.

Aleación	$E_{CO} = E_{CORR}^*$ (V _{ECS})	Temperatura (°C)
625	-0,261	88
C-22	-0,212	110
C-22HS	-0,214	115
HYBRID-BC1	-0,184	145

Tabla 18: Valores mínimos de E_{CO} y de temperatura asociada.

5 Conclusiones

1. La aleación HYBRID-BC1 presentó la mayor resistencia a la corrosión en rendijas en las condiciones estudiadas, seguida de las aleaciones C-22HS, C-22 y 625.
2. La velocidad de corrosión generalizada de las aleaciones en medio ácido aumentó en el mismo orden que la susceptibilidad a la corrosión en rendijas: la aleación HYBRID-BC1 presentó la menor velocidad de corrosión, seguida de las aleaciones C-22HS, C-22 y 625.
3. La resistencia a la corrosión en rendijas de las aleaciones estudiadas aumentó con el PREN. La velocidad de corrosión generalizada de las aleaciones en la solución que simula la rendija presentó la misma tendencia con el PREN. El PREN está afectado significativamente por el contenido de molibdeno de las aleaciones.
4. Se observó una relación lineal decreciente entre el potencial de repasivación de la corrosión en rendijas (E_{CO}) y la temperatura, para las cuatro aleaciones estudiadas.
5. Se utilizó el modelo de acidificación localizada para obtener los valores mínimos de E_{CO} por debajo de los cuales las aleaciones no son susceptibles a la corrosión localizada, independientemente de la temperatura y de la concentración de cloruros del medio. Estos potenciales son relevantes para las aplicaciones de las aleaciones de níquel como barreras ingenieriles de repositorios nucleares.
6. Los valores mínimos de E_{CO} fueron $-0,261 V_{ECS}$ para la aleación 625, $-0,212 V_{ECS}$ para la aleación C-22, $-0,214 V_{ECS}$ para la aleación C-22HS y $-0,184 V_{ECS}$ para la aleación HYBRID-BC1.

Referencias

- 1- Convención conjunta sobre seguridad en la gestión del combustible gastado y sobre seguridad en la gestión de desechos radiactivos, tercer informe nacional, CNEA, 2008.
- 2- CNEA – Programa Nacional de gestión de los Residuos Radiactivos - Gestión de los residuos radiactivos y de los combustibles gastados en la República Argentina – Informe al Honorable Congreso de la Nación correspondiente al ejercicio 2010 según lo prescripto por la ley N° 25.018 –Marzo de 2011.
- 3- “Geological Challenges in Radioactive Waste Isolation. Third Worldwide Review.” – Eds. P.A. Witherspoon and G.S. Bodvarsson - EOLBNL, University of California, Berkeley, CA. U.S.A. (2001).
- 4- Marta H. De Pahissa, “Gestión final del combustible gastado y residuos de alta actividad: situación y tendencias en el mundo”, Revista CNEA N° 27/28, Año 7, jul/dic 2007, pp. 11 – 22.
- 5- Marta H. de Pahissa, “Gestión final de combustible gastado y residuos de alta actividad: situación y tendencias en el mundo. Parte II”, Revista de la Comisión Nacional de Energía Atómica, pp. 14 – 31, año 8, N° 29-30, enero/junio del 2008.
- 6- Ley Nacional N° 25.018, “Régimen de Gestión de Residuos Radiactivos”, Honorable Congreso Nacional (Publicada en el Boletín Oficial el día 19 de Octubre de 1998).
- 7- K. D. Crowley and J. F. Ahearne, “Managing the environmental legacy of U.S. nuclear weapons production”, American Scientist, Vol. 90 N°6, pp. 514-523, 2002
- 8- “Yucca Mountain Science and Engineering Report”, U. S. Department of Energy, Office of Civilian Radioactive Waste Management, DOE/RW-0539, Las Vegas, NV, May 2001
- 9- “El almacenamiento geológico profundo de los residuos radiactivos de alta actividad. Principios básicos y tecnología”, Julio Astudillo Pastor. ENRESA 2001
- 10- G. A. Cowan, “A natural fission reactor”, Scientific American 235:36, 1976.
- 11- John Smellie, “The fossil nuclear reactors of Oklo, Gabon”, Radwaste Magazine, Special Series on Natural Analogs, p. 21, March 1995.
- 12- R. M. Carranza, “Materiales metálicos para los contenedores de residuos nucleares de alta actividad”, Informe CNEA, 2003
- 13- Raymond E. Monson, “A natural analogue for long-term passivity”, Ms. Sc. Thesis, Department of Civil Engineering, College of Engineering, University of South Florida, 2003.
- 14- Dies, Javier; Puig, Francesc; Sevilla, Manuel; Pablo, Joan de; Pueyo, Juan J.; Miralles, Lourdes; Martínez- Esparza, Aurora –“Contribución a la selección y evaluación del comportamiento del material de relleno interno del contenedor de residuos de alta actividad. Informe final. Fase 1”, Publicación técnica. (Empresa Nacional de Residuos Radiactivos), paginas 7-129, 2006; ISSN 1134380X.
- 15- G. M. Gordon, “F.N. Speller Award Lecture: Corrosion considerations related to performance disposal of high level radioactive waste”, Corrosion, Vol. 58, N° 10, pp. 811 – 825. 2002.
- 16- “Nuclear waste, Preliminary observations on the quality Assurance program at the Yucca Mountain Repository”, United States General Accounting Office, May 2003.

- 17- J.R. Galvele y G.S. Duffó, “Degradación de Materiales –I. Corrosión”, Primera Edición, Jorge Baudino Ediciones, Instituto Sabato, UNSAM-CNEA, Buenos Aires, 2006.
- 18- Martín A. Rodríguez, “Aleación C-22: una barrera resistente a la corrosión en contenedores de residuos nucleares de alta actividad”, Tesis de Doctorado, Instituto de Tecnología “Prof. Jorge A. Sabato”, Universidad Nacional de General San Martín, Argentina, 2008.
- 19- Zamora R. Luis. “La influencia del tratamiento termico en las propiedades mecánicas de una superaleación Nimonic 80 A Modificada con Circonio”, Instituto Nacional de Investigaciones nucleares. IBEROMET 2006. 8 de octubre.2006.
- 20- CASTI Handbook of Stainless Steels & Nickel Alloys, Second Edition, technical editor Stephen Lamb, ASM International, 2002.
- 21- R. B. Rebak, “Metallurgical effects on the corrosion behavior of nickel alloys”, ASM Metals Handbook, Vol. 13A, Corrosion: Fundamental, Testing, and Protection, pp. 279-286, ASM International, Metals Park, OH, 2003.
- 22- Haynes International, “Guide to corrosion-resistant nickel alloys”, brochure H-2114B, 2002.
- 23- Rosenberg N.D., Godowski G.E., and Knauss K.G., “Evaporative chemical evolution of natural waters at Yucca Mountain, Nevada”, Applied Geochemistry, (2001).
- 24- C. Agarwal. “Nickel Base Alloys: Corrosion Challenges in the New Millennium”, Krupp VDM Technologies. Corrosion 2001, March 11 - 16, 2001 , Houston, Tx.
- 25- R. B. Rebak in Materials science and technology. A comprehensive treatment. Corrosion and environmental degradation, Vol.II pp. 69-111, Vol. Ed. M. Schunze, Wiley, VCH, 2000.
- 26- A. I. Asphahani, “Advances in the development of Ni-Cr-Mo-W alloy systems with improved resistance to aqueous corrosion”, The Arabian Journal of Science and Engineering, Vol. 14, N°2, pp. 317-335, 1989.
- 27- Handbook of Corrosion Data, Edited by Bruce D. Craig, Metallurgical Consultants, Inc. ASM International, pp. 50 – 52, 1990.
- 28- H.M. Tawancy, R. B. Herchenroeder and A. I. Asphahani, “High Performance Ni-Cr-Mo-W alloy”, Journal of Metals, pp.37-43, June 1983.
- 29- R.B. Rebak and P. Crook, “Nickel Alloys for Corrosive Environments”, Advanced Materials & Processes, Vol 157 (No. 2), 2000
- 30- Haynes International, “Hastelloy® C-22HS® Alloy”, brochure H-2122, 2005.
- 31- Haynes International, “Corrosion-resistant a new alloy concept Hastelloy® HYBRID-BC1® alloy”, brochure H-3174, 2008.
- 32- Natalia S. Zadorozne, “Resistencia a la corrosión de aleaciones Ni-Cr-Mo en diferentes condiciones metalúrgicas”, Tesis de Maestría, Instituto de Tecnología “Prof. Jorge A. Sabato”, Universidad Nacional de General San Martín, Argentina, 2010.
- 33- Haynes International, “Hastelloy® 625® Alloy”, brochure H-3073D, 2001.
- 34- J.C. Farmer, R.D. McCright, Corrosion/98, paper no. 160 (Houston, TX: NACE, 1998)
- 35- K.A. Gruss, G.A. Cragnolino, N. Sridhar, Corrosion/ 98, paper no. 149 (Houston, TX: NACE, 1998)
- 36- B.A. Kehler, G.O. Ilevbare and J.R. Scully, “Comparison of the crevice corrosion resistance of alloys 625 and 22 in concentrated chloride solution from 60 to 95 deg C” Corrosion 2000, paper #182, NACE, Houston (2000); R.S. Lillard and J.R. Scully, J. Electrochem. Soc., 141, 3006 (1994).
- 37- F.J. Martin, P.M. Natishan, K.E. Lucas, E.A. Hogan, A.M. Groulleau, E.D. Thomas, Corrosion 59, 6 (2003): pp. 498-504

- 38- F.J. Martin, K.E. Lucas, E.A. Hogan, *Review of Scientific Instruments* 73, 3 (2002): pp. 1,273-1,276
- 39- Haynes International, "Hastelloy® C-22® Alloy", brochure H-2019F, 2002.
- 40- P. E. Manning, J. D. Smith, and J. L. Nickerson, New versatile alloys for the chemical process industry, *Materials Performance*, pp.67-73, June 1988.
- 41- L. Oblonsky and M. Ryan, "In situ x-ray absorption near-edge structure study of the active and transpassive dissolution of passive films on Ni and Ni-Cr alloys in 0,1 M H₂SO₄", *Journal of Electrochemical Society*, Vol. 148 N°10, pp. B405 – B411, 2001.
- 42- W. P. Yang, D. Costa, and P. Marcus, "Resistance to Pitting and Chemical Composition of Passive Films of a Fe-17%Cr Alloy in Chloride-Containing Acid Solution", *Journal of the Electrochemical Society* Vol. 141, Issue 10, pp. 2669-2676, 1994.
- 43- R. B. Rebak and P. Crook, "Influence of the environment on the general corrosion rate of alloy 22 (N06022)", PVP2004-2793 Vol. 483, Transportation, storage, and disposal of radioactive materials, San Diego, CA, USA, July 25-29, 2004.
- 44- N. S. Meck, L. Pike and P. Crook, "Corrosion performance of a new age-hardenable Ni-Cr-Mo alloy", paper N° 08181, Corrosion/08, NACE International (2008).
- 45- L. M. Pike and D. L. Klarstrom, "A new corrosion-resistant Ni-Cr-Mo alloy with high strength", paper 04239, Corrosion 2004, NACE Intl. Houston, TX, 2004.
- 46- P. Crook, N. S. Meck and N. E. Koon, "The corrosion characteristics of a uniquely versatile nickel alloy", paper N° 08190, Corrosion/08, NACE International (2008).
- 47- Special Report Prepared for the Waste Package Materials Performance Peer Review. The final report of the peer Review was submitted to U.S. Department of Energy and Bechtel SAIC Company, LLC on February 28, 2002.
- 48- "Proceedings from an international workshop on long-term passive behavior", 19 and 20 July, Arlington, Virginia, editors A. A. Sagüés and C. A. W. Di Bella, USNWTRB, 2001
- 49- R. Carranza, "Técnicas electroquímicas para la determinación de la velocidad de corrosión", Instituto Sabato, UNSAM, actualizado 2008.
- 50- M. G. Fontana & N. D. Greene. *Corrosion Engineering* (McGraw-Hill, Nueva York, 1967).
- 51- W. Cahn, P. Haasen, E. J. Kramer. *Materials Science and Treatment. Corrosion and Environmental Degradation* Vol.I, WILEY. 2000.
- 52- P. Marcus and V. Maurice, "Passivity of metals and alloys" in *Materials science and technology. A comprehensive treatment. Corrosion and environmental degradation*, Vol.I pp. 132-169, Vol. Ed. M. Schuntze, Wiley, VCH, 2000.
- 53- Norio Sato, "An overview on the passivity of metals", *Corrosion Science* Vol. 31, pp. 1-19, 1990.
- 54- "Passive dissolution of container materials – modeling and experiments", Report CNWRA 2003-01, Contract NRC-02-02-012, October 2002.
- 55- F. P. Fehlner and M. J. Graham, "Thin oxide film formation on metals in Corrosion mechanisms in theory and practice", Second edition, edited by Philippe Marcus, Marcel Dekker, pp. 171-187, 2000.
- 56- T. Jabs, P. Borthen and H. Strehblow, "X-ray photoelectron spectroscopic examinations of electrochemically formed passive layers on Ni-Cr alloys", *Journal of the Electrochemical Society*, Vol. 144 N°4, pp. 1231-1243, 1997.
- 57- S. Boudin, J. Vignes. G. Lorang, M. Da Cunha, G. Blondiaux, S. Mikhailov, J. Jacobs and H. Brongersma, "Analytical and electrochemical study of passive films formed on nickel-chromium alloys: influence of the chromium bulk concentration", *Surface and Interface Analysis*, Vol. 22, pp. 462 – 466, 1994.

- 58- K. Hashimoto, K. Asami, A. Kawashima, H. Habazaki and E. Akiyama, "The role of corrosion-resistant alloying elements in passivity", *Corrosion Science* N°49, pp. 42-52, 2007.
- 59- A.C.Lloyd, D.W.Shoesmith, N.S.McIntyre and J.J.Noel – "Effects of temperature and potential on the passive corrosion properties of alloy C22 and C276" – *Journal of the Electrochemical society*, Vol. 150, N°4, p. B120-B130, (2003).
- 60- D.S.Dunn and C.S.Brossia – "Assessment of passive and localized corrosion processes for alloy 22 as a high-level nuclear waste container material" - Paper 02548, NACE Intl, Corrosion/02, Houston, TX (2002).
- 61- A.R.Brooks, C.R.Clayton, K.Doss, and Y.C.Lu – "On the role of Cr in the passivity of stainless steel" – *Journal of the Electrochemical Society* Vol. 133 N°12 pp. 2459-2464 (1986).
- 62- C.R.Clayton and Y.C.Lu – "A bipolar model of the passivity of stainless steel. The role of Mo addition" – *Journal of the Electrochemical Society* Vol. 133 N°12 pp. 2465-2473 (1986).
- 63- M. Sakashita and N. Sato – "Bipolar fixed charged-induced passivity"– in *Passivity of Metals*, Eds. R.P.Frankenthal and J.Kruger, The Electrochemical Society, Princeton NJ, pp. 479-483 (1978).
- 64- Martín A. Rodríguez, "Cinética de corrosión de la aleación Ni-22Cr-13Mo-3W como material estructural de contenedores de residuos radiactivos nucleares de alta actividad", Tesis de Maestría, Instituto de Tecnología "Prof. Jorge A. Sabato", Universidad Nacional de General San Martín, Argentina, 2004
- 65- Digby D. Macdonald, "Passivity - the key to our metals-based civilization", *Pure Appl.Chem.*, Vol. 71, No. 6, pp. 951-978, 1999.
- 66- R. Kelly, J. Scully, D. Shoesmith and R. Buchheit, "Electrochemical techniques in corrosion science and engineering", Marcel Dekker, Inc. NY, 2003.
- 67- L. Stockert, H. Boehni. *Mater. Sci. Forum* , 44/45 (1989): p. 313
- 68- Z.Szklarska-Smialowska, "Pitting and Crevice Corrosion", Nace International, 2005.
- 69- T. Shinohara, N Masuko, T. Tsujikawa, *Corros. Sci.* 35 (1993):p. 785
- 70- P.C-S. Chen, T. Hinohara, T. Tsujikawa, *Corros.Eng.* 45 (1996): p.459
- 71- *Corrosion tests and standards: application and interpretation*, Chapter 19 — Crevice Corrosion 221 Narasi Sridhar, Darrell S. Dunn, C. S. Brossia, Gustavo A. Cragolino, and Jeffery R. Kearns (2005).
- 72- J. W. Olfield, W.H. Sutton, *Brit. Corros. J.* 13 (1978).
- 73- N. Sato, *Corros. Sci.* 37 (1995): P. 1947.
- 74- M. G. Alvarez y J. R. Galvele, *Corrosion*, 32, 285, 1976.
- 75- J. R. Galvele, *J.Electrochem.Soc.*, 123, 464 (1976).
- 76- A.K. Mishra and G.S. Frankel, "Crevice corrosion repassivation of alloy 22 in aggressive environments", *Corrosion NACE*, pp. 836-844, 2008.
- 77- R. M. Carranza, "Comparison of alloy 22 crevice corrosion repassivation potentials from different electrochemical methods", *Master. Soc. Symp. Proc.*, Vol 1124, Materials Research Society, 2009.
- 78- Giordano, C M Rincón Ortíz, M Rodríguez, M A Carranza, R M Rebak, R B. "Crevice corrosion testing methods for measuring repassivation potential of alloy 22", *Corrosion Engineering, Science and Technology*, Volume 46, Number 2, April 2011 , pp. 129-133.
- 79- A. J. Sedriks, "Corrosion of stainless steels", Second edition, John Wiley & Sons, Inc., 1996.

- 80- R. B. Rebak and P. Crook, "Improved Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Nickel and Cobalt Based Alloys", ECPV 98-17, The Electrochemical Society, Pennington York, NJ, pp. 289-302, 1999.
- 81- C. J. Semino, P. Pedeferi, G. T. Burstein, T. P. Hoar, Corros. Sci. 19 (1979): p. 1069.
- 82- R. B. Rebak, "Factors affecting the crevice corrosion susceptibility of Alloy 22", Paper N°05610, Corrosion/05, NACE Intl., Houston, TX, 2005
- 83- D. S. Dunn, L. Yang, Y.-M. Pan and G. A. Cragnolino, Paper 03697, Corrosion 2003 (NACE International, 2003: Houston, TX
- 84- Evans, K. J., Yilmaz, A., Day, S. D., Wong, L. L., Estill, J. C., and Rebak, R. B., "Comparison of Electrochemical Methods to Determine Crevice Corrosion Repassivation Potential of Alloy 22 in Chloride Solutions", JOM, 2005, p. 56.
- 85- S. Valen and P. O. Gartland, Corrosion, Vol. 51 No. 10, p. 750 (1995).
- 86- Z. Szklarska-Smialowska, in "Localized Corrosion", NACE-3, eds. R. Staehle, Brown, J. Kruger, A. Agrawal (Houston, TX: NACE, 1974), p. 312.
- 87- Carranza R.M., Alvarez M.G. "The effect of temperature on the passive film properties and pitting behaviour of a Fe-Cr-Ni alloy", (1996) Corrosion Science, 38 (6), pp. 909-925.
- 88- L. F. Lin, G. Cragnolino, Z. Szklarska-Smialowska, D. D. MacDonald, Corrosion 37 (1981): p. 616.
- 89- P. Andresen, EPRI Repon No. NP-3384 (Palo Alto, CA: Electric Power Research Institute, 1983).
- 90- P. Kritzer, N. Boukis, E. Dinjus, Corrosion 54 (1998): p. 824.
- 91- ASTM G5-94 (2004), "Standard Reference Test Method for Making Potentiostatic and Potentiodynamic Anodic Polarization Measurements" in Annual Book of ASTM Standards, vol. 03.02 (West Conshohocken, PA: ASTM Intl., 2004), pp. 53-64.
- 92- ASTM G192-08, "Standard Test Method for Determining the Crevice Repassivation Potential of Corrosion-Resistant Alloys Using a Potentiodynamic-Galvanostatic-Potentiostatic Technique" in Annual Book of ASTM Standards, vol. 03.02 (West Conshohocken, PA: ASTM Intl., 2008).
- 93- ASTM G48-03, "Standard Test Methods for Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Stainless Steels and Related Alloys by Use of Ferric Chloride Solution" in Annual Book of ASTM Standards, vol. 03.02 (West Conshohocken, PA: ASTM Intl., 2003), pp. 191-201.
- 94- R. B. Rebak and J. C. Estill, "Review of Corrosion Modes for Alloy 22 Regarding Lifetime Expectancy of Nuclear Waste Containers", in Scientific Basis for Nuclear Waste Management XXVI, Vol 757, Materials Research Society, Warrendale, PA, 2003, pp. 713-721.
- 95- "Impedance Spectroscopy: Theory, Experiment, and Applications", edited by E Barsoukov and J. Ross Macdonald, John Wiley & Sons Inc. 2nd ed., 2005.
- 96- ASTM G102-89, "Standard Practice for Calculation of Corrosion Rates and Related Information from Electrochemical Measurements" in Annual Book of ASTM Standards, vol. 03.02 (West Conshohocken, PA: ASTM Intl., 2008).
- 97- T. Amano, Y. Kojima, and S. Tsujikawa, in Scientific Basis for Nuclear Waste Management XVII, PV 1, (Pittsburgh, PA, Materials Research Society Proceedings, 1995), p. 727.
- 98- K.J. Evans, R.B. Rebak, "Measuring the repassivation potential of alloy 22 using the potentiodynamic-galvanostatic-potentiostatic method", J. ASTM Int. 4 (2007) (Paper ID JAI101230).
- 99- K.J. Evans, S.D. Day, G.O. Ilevbare, M.T. Whalen, K.J. King, G.A. Hust, L.A. Wong, J.C. Estill, R.B. Rebak, "Anodic behavior of Alloy 22 in calcium chloride and in

- calcium chloride plus calcium nitrate brines”, ASME RPV Conference, Cleveland, OH, 20–24 July, 2003.
- 100- B. A. Kehler, G. O. Ilevbare and J. R. Scully, “Crevice corrosion stabilization and repassivation behavior of alloy 625 and alloy 22”, *Corrosion* Vol. 57, N°12, pp. 1042-1065, 2001.
 - 101- Mauricio Rincón Ortiz, “Corrosión de una superaleación de níquel en componentes de aguas subterráneas” Instituto “Prof. Jorge A. Sabato”, Universidad Nacional de General San Martín, Argentina, 2012.
 - 102- J. C. Estill, G. A. Hust, K. J. Evans, M. L. Stuart and R. B. Rebak, “Long-Term Corrosion Behavior of Alloy 22 in 5 M CaCl_2 at 120°C,” Paper 93422 in the Proceedings of PVP2006- ICPVT-11, 2006 ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference, July 23-27, 2006, Vancouver, BC, Canada
 - 103- C. Rabaçal Alentejano and I. Vieira Aoki, “Localized corrosion inhibition of 304 stainless steel in pure water by oxyanions tungstate and molybdate”, *Electrochimica Acta* Vol. 49, pp. 2779-2785, 2004.
 - 104- D. S. Dunn, Y. –M. Pan, K. T. Chiang, G. A. Cragolino and X. He, “The localized corrosion resistance and mechanical properties of alloy 22 waste package outer containers”, *Journal of Metals*, pp. 49-55, 2005.
 - 105- ASTM, Annual Book of ASTM Standards, Vol. 03.02, West Conshohocken, PA, USA, American Society for Testing and Materials, 2003.
 - 106- Hastelloy® HYBRID-BC1® Alloy - Preliminary Data, ©2009, Haynes International, Inc.
 - 107- Lee M. Pike and Paul E. Manning, “New high-strength, corrosion-resistant alloy for oil and gas applications”, Haynes International, ©2010 by NACE International
 - 108- G. O. Ilevbare, “The Effect of Temperature on the Breakdown and Repassivation Potentials of Welded Alloy 22 in 5 M CaCl_2 ,” paper 07585, *Corrosion/2007*, NACE International, Houston, TX 2007.
 - 109- L. Stockert, H. Boehni, G. S. Frankel, and F. Hunkeler, “Metastable Pitting of Stainless Steel”, *Corrosion* 43, 429 (1987).
 - 110- G. O. Ilevbare, “A comparison of the effect of temperature on the passivity breakdown and repassivation potentials of wrought and welded alloy 22 in 5 M CaCl_2 ”, UCRL-JC-149940-REV-2, August 2003.
 - 111- J. J. Gray and C. A. Orme, “Electrochemical impedance spectroscopy study of the passive films of Alloy 22 in low pH nitrate and chloride environments”, *Electrochimica Acta* Vol. 52, pp. 2370-2375, 2007.
 - 112- M.A.Rodríguez, R.M.Carranza and R.B.Rebak – “Passivation and depassivation of Alloy 22 in acidic chloride solutions” - *Journal of The Electrochemical Society* Vol. 157, N° 1, p. C1-C8 (2010).
 - 113- Joseph Farmer, “Waste Package Degradation Expert Elicitation Panel: Input on the Corrosion of CRM Alloy C-22”, Lawrence Livermore National Laboratory, report UCRL-ID-130064, February 1998.
 - 114- R. B. Rebak, T. S. E. Summers, T. Lian, R. M Carranza, J. R. Dillman, T. Corbin and P. Crook, paper 02542, *Corrosion/02* (NACE International, 2002: Houston, TX).
 - 115- David J. Duquette, Ronald M. Latanision, Carlos A. W. Di Bella, and Bruce E. Kirstein, “Corrosion issues related to disposal of high-level nuclear waste in the yucca mountain repository” (NACE International, 2008).
 - 116- Hua and Gordon, “Corrosion Behavior of Alloy 22 and Ti Grade 7 in a Nuclear Waste Repository Environment” *Corrosion*, Vol 60 N° 8.

- 117- Day, Whalen, King, Hust, Wong, Estill, and Rebak "Corrosion Behavior of Alloy 22 in Oxalic Acid and Sodium Chloride Solutions", Corrosion, Volume 60, Number 09, 2004. NACE International.
- 118- G. J. Brug, A. L. G. Van Den Eeden, M. Sluyters-Rehbach, and J. H. Sluyters, J. Electroanal. Chem., 176, 275 (1984).
- 119- N. Sato, in Passivity of Metals, R. P. Frankenthal and J. Kruger, Editors, p. 29, The Electrochemical Society, Inc., Princeton, NJ 1978.
- 120- H.-H. Strehblow, in: P. Marcus, J. Oudar (Eds.), "Corrosion Mechanisms in Theory and Practice", Marcel Dekker, New York, 1995, p. 201.
- 121- N. Sato, Electrochim. Acta 16 (1971) 1683.
- 122- J.R. Galvele, "Pitting Corrosion", en "Treatise on materials science and technology", (Ed. J.C.Scully), Academic Press (London) pag. 1 (1983).
- 123- P. Comprade, "Crevice corrosion of metallic materials in Corrosion mechanisms in theory and practice", Second edition, edited by Philippe Marcus, Marcel Dekker, pp. 349-397, 2000.

Producción Científica

- ⇒ Edgar C. Hornus, Martín A. Rodríguez, C. Mabel Giordano, Ricardo M. Carranza “Effect of temperature on the crevice corrosion resistance of Ni-Cr-Mo alloys as engineered barriers of nuclear repositories”, XXXV International Symposium "Scientific Basis for Nuclear Waste Management" Buenos Aires, Argentina, October 2 - 7, 2011
- ⇒ Edgar C. Hornus, Martín A. Rodríguez, “EFECTO DE LA TEMPERATURA SOBRE LA CORROSIÓN EN RENDIJAS DE ALEACIONES DE NÍQUEL PARA REPOSITORIOS NUCLEARES”, Congreso SAM-CONAMET, 18 al 21 de octubre 2011, Rosario - Argentina.
- ⇒ Edgar C. Hornus, Martín A. Rodríguez, “EFECTO DE LA TEMPERATURA SOBRE SUSCEPTIBILIDAD A LA CORROSIÓN EN RENDIJAS DE ALEACIONES PARA REPOSITORIOS NUCLEARES”, XXXVII Reunión Anual de la AATN, Buenos Aires, 22 al 26 de noviembre (2010).

Anexo

T (°C)	Lado (mm)	Aleación 625		Aleación C-22				
		Probeta 1	Probeta 2	Probeta 1	Probeta 2	Probeta 3	Probeta 4	Probeta 5
100	A	17,3	17,3	17,9	18,9	18,7	18,7	
	B	33,0	33,0	19,2	19,1	18,9	18,9	
	C	3,2	3,2	9,2	8,3	7,9	7,3	
90	A	17,3	17,3		19,0			
	B	33,0	33,0		19,1			
	C	3,2	3,2		7,7			
80	A	17,3	17,3	19,0	18,9	19,0		
	B	33,0	33,0	19,0	19,2	19,1		
	C	3,2	3,2	7,9	8,5	8,9		
70	A	17,3	17,3	17,9	18,9	18,7		
	B	33,0	33,0	19,2	19,0	19,0		
	C	3,2	3,2	9,2	7,6	8,4		
60	A	17,3	17,3	18,9	19,0	18,8	19,0	
	B	33,0	33,0	19,2	19,1	19,0	19,2	
	C	3,2	3,2	8,3	8,9	7,4	8,8	
50	A	17,3	17,3		19,0	18,9	18,7	18,9
	B	33,0	33,0		19,1	19,2	18,8	19,2
	C	3,2	3,2		8,8	7,4	7,9	8,4
40	A	17,3	17,3	18,9	19,0	18,8	19,0	
	B	33,0	33,0	19,2	19,2	18,9	19,0	
	C	3,2	3,2	8,4	8,7	7,4	9,3	
30	A	17,3	17,3	19,0	19,0	19,0		
	B	33,0	33,0	19,1	19,2	19,1		
	C	3,2	3,2	8,7	7,8	8,7		
20	A	17,3	17,3					
	B	33,0	33,0					
	C	3,2	3,2					

Tabla 19: Medidas de probeta utilizada para el cálculo de la densidad de corriente (A/cm²) para las aleaciones 625 y C-22.
 Diámetro del orificio central: 7,5 mm (Valores en gris sin corrosión localizada).

T (°C)	Lado (mm)	Aleación C-22HS				Aleación HYBRID-BC1				
		Probeta 1	Probeta 2	Probeta 3	Probeta 4	Probeta 1	Probeta 2	Probeta 3	Probeta 4	Probeta 5
100	A	17,5	18,6	18,6		18,8	18,9	18,8		
	B	18,4	18,5	18,5		17,2	16,9	17,6		
	C	8,8	8,6	8,6		12,3	12,9	12,4		
90	A	18,7	18,7	18,6		18,9	18,9	18,9		
	B	18,6	18,6	18,6		17,7	17,6	17,6		
	C	9,2	9,1	9,0		13,0	12,9	12,9		
80	A	18,7	18,6	18,6		18,9	18,9	18,9		
	B	18,6	18,6	18,6		17,6	17,6	17,6		
	C	9,0	8,9	8,8		12,9	12,9	12,8		
70	A	17,6	17,6	17,6		18,9	18,8	18,8		
	B	18,5	8,5	18,5		17,6	17,6	17,6		
	C	9,2	9,1	9,1		12,8	12,7	12,6		
60	A	18,6	18,6	17,6		18,8	19,0	18,8	19,0	18,8
	B	18,6	18,5	18,5		17,6	17,0	17,6	17,0	17,3
	C	8,7	8,8	9,0		12,6	13,0	12,6	12,9	12,3
50	A	18,6	17,6	18,6		18,9	18,8	18,8		
	B	18,6	18,5	18,5		17,5	17,5	17,6		
	C	8,7	9,0	8,7		12,5	12,5	12,5		
40	A	17,6	17,6	18,5	17,5					
	B	18,5	18,4	18,5	18,4					
	C	8,9	8,9	8,6	8,9					
30	A	17,5	18,5	17,6						
	B	18,4	18,5	18,4						
	C	8,8	8,6	8,7						

Tabla 20: Medidas de probeta utilizada para el cálculo de la densidad de corriente (A/cm²) para las aleaciones C-22HS y HYBRID-BC1. Diámetro del orificio central: 7,5 mm (Valores en gris sin corrosión localizada).

		Área efectiva de probeta (cm ²)					
T (°C)	Aleación 625		Aleación C-22				
	Probeta 1	Probeta 2	Probeta 1	Probeta 2	Probeta 3	Probeta 4	Probeta 5
100	12,86	12,86	13,05	12,67	12,05	11,46	
90	12,86	12,86		12,12			
80	12,86	12,86	12,27	12,92	13,32		
70	12,86	12,86	13,05	11,92	12,60		
60	12,86	12,86	12,72	13,32	11,66	13,28	
50	12,86	12,86		13,22	11,82	12,00	12,82
40	12,86	12,86	12,82	13,18	11,61	13,66	
30	12,86	12,86	13,12	12,28	13,12		
20	12,86	12,86					

Tabla 21: Área efectiva de probetas (cm²) utilizado para el cálculo de la densidad de corriente (A/cm²) para las aleaciones 625 y C-22 (Valores en gris sin corrosión localizada).

Área efectiva de probeta (cm ²)										
T (°C)	Aleación C-22HS				Aleación HYBRID-BC1					
	Probeta 1	Probeta 2	Probeta 3	Probeta 4	Probeta 1	Probeta 2	Probeta 3	Probeta 4	Probeta 5	
100	11,59	12,05	12,05		15,40	15,85	15,75			
90	12,74	12,65	12,49		16,45	16,29	16,29			
80	12,55	12,39	12,30		16,29	16,29	16,20			
70	12,08	6,64	11,98		16,20	16,04	15,94			
60	12,20	12,24	11,89		15,94	16,07	15,94	15,97	15,47	
50	12,20	11,89	12,14		15,84	15,78	15,85			
40	11,79	11,74	11,99	11,68						
30	11,59	11,99	11,55							
20										

Tabla 22: Área efectiva de probetas (cm²) utilizado para el cálculo de la densidad de corriente (A/cm²) para las aleaciones C-22HS y HYBRID-BC1 (Valores en gris sin corrosión localizada).

T (°C)		Aleación 625			Aleación C-22				
		Probeta 1	Probeta 2		Probeta 1	Probeta 2	Probeta 3	Probeta 4	Probeta 5
100	I_c (μA)	-50	-50		-50	-50	-50	-50	
	I_g (μA)	30	30		30	30	30	30	
	E_{CORR} (V _{ECS})	-0,325	-0,429		-0,367	-0,376	-0,390	-0,371	
90	I_c (μA)	-50	-50			-50			
	I_g (μA)	30	30			30			
	E_{CORR} (V _{ECS})	-0,317	-0,438			-0,437			
80	I_c (μA)	-50	-50		-50	-50	-50		
	I_g (μA)	30	30		30	30	30		
	E_{CORR} (V _{ECS})	-0,400	-0,406		-0,416	-0,327	-0,421		
70	I_c (μA)	-50	-50		-50	-50	-50		
	I_g (μA)	30	30		30	30	30		
	E_{CORR} (V _{ECS})	-0,312	-0,430		-0,380	-0,387	-0,395		
60	I_c (μA)	-50	-50		-50	-50	-50	-50	
	I_g (μA)	300	300		300	300	300	300	
	E_{CORR} (V _{ECS})	-0,323	-0,403		-0,357	-0,384	-0,361	-0,377	
50	I_c (μA)	-5	-5			-5	-5	-5	-5
	I_g (μA)	300	300			300	300	300	300
	E_{CORR} (V _{ECS})	-0,365	-0,404			-0,400	-0,417	-0,427	-0,382
40	I_c (μA)	-5	-5		-5	-5	-5	-5	
	I_g (μA)	300	300		300	300	300	300	
	E_{CORR} (V _{ECS})	-0,311	-0,390		-0,328	-0,209	-0,348	-0,365	
30	I_c (μA)	-5	-5		-5	-5	-5		
	I_g (μA)	300	300		300	300	300		
	E_{CORR} (V _{ECS})	-0,336	-0,323		-0,326	-0,096	-0,333		
20	I_c (μA)	-5	-5						
	I_g (μA)	300	300						
	E_{CORR} (V _{ECS})	-0,358	-0,275						

Tabla 23: Corriente del pretratamiento catódico (I_c) y corriente galvanostática (I_g) de ensayos PD-GS-PD y potenciales de corrosión (E_{CORR}) medidos luego de 10 minutos de inmersión en solución de $CaCl_2$ 5 mol/L para las aleaciones 625 y C-22.

T (°C)	Aleación C-22HS					Aleación HYBRID-BC1				
	Probeta 1	Probeta 2	Probeta 3	Probeta 4		Probeta 1	Probeta 2	Probeta 3	Probeta 4	Probeta 5
100	I _c (μA)	-50	-50	-50		-50	-50	-50		
	I _g (μA)	30	30	30		300	300	300		
	E _{corr}	-0,311	-0,337	-0,397		-0,394	-0,378	-0,420		
	I _c (μA)	-50	-50	-50		-50	-50	-50		
90	I _g (μA)	30	30	30		300	300	300		
	E _{corr}	-0,392059	-0,373688	-0,413177		-0,420471	-0,422272	-0,433624		
	I _c (μA)	-50	-50	-50		-50	-50	-50		
	I _g (μA)	30	30	30		300	300	300		
80	I _c (μA)	-50	-50	-50		-50	-50	-50		
	I _g (μA)	30	30	30		300	300	300		
	E _{corr}	-0,402	-0,421	-0,412		-0,404	-0,425	-0,420		
	I _c (μA)	-50	-50	-50		-50	-50	-50		
70	I _g (μA)	30	30	30		300	300	300		
	E _{corr}	-0,305	-0,403	-0,400		-0,412	-0,417	-0,407		
	I _c (μA)	-50	-50	-50		-50	-50	-50		
	I _g (μA)	300	300	300		300	300	300		
60	E _{corr}	-0,396	-0,393	-0,394		-0,382	-0,370	-0,397		
	I _c (μA)	-50	-50	-50		-50	-50	-50		
	I _g (μA)	300	300	300		300	300	300		
	E _{corr}	-0,396	-0,393	-0,394		-0,382	-0,370	-0,397		
50	I _c (μA)	-5	-5	-5		-5	-5	-5		
	I _g (μA)	300	300	300		300	300	300		
	E _{corr}	-0,441	-0,464	-0,416		-0,315	-0,357	-0,477		
	I _c (μA)	-5	-5	-5		-5	-5	-5		
40	I _g (μA)	300	300	300						
	E _{corr}	-0,489	-0,345	-0,370						
	I _c (μA)	-5	-5	-5						
	I _g (μA)	300	300	300						
30	E _{corr}	-0,405	-0,182	-0,272						
	I _c (μA)	-5	-5	-5						
	I _g (μA)	300	300	300						
	E _{corr}	-0,405	-0,182	-0,272						

Tabla 2.4: Corriente catódica de limpieza (I_c) y galvanostática (I_g) del ciclo PD-GS-PD expresadas en μA. Potenciales de corrosión (E_{corr}) expresados en V_{ECS} medidos durante 10 minutos en solución de CaCl₂ 5 mol/L para las aleaciones C-22HS y HYBRID-BC1.

T (°C)	Aleación 625						Aleación C-22									
	Probeta 1		Probeta 2		Probeta 1		Probeta 2		Probeta 3		Probeta 4		Probeta 5			
	Grado	R ²	Grado	R ²	Grado	R ²	Grado	R ²	Grado	R ²	Grado	R ²	Grado	R ²	Grado	R ²
100	2	0,535	2	0,960	2	0,034	2	0,004	2	-0,002	2	0,065				
		0,998		0,999		0,997		0,996		0,998		0,936				
90	2	0,999	2	0,128			1	0,004								
		0,151		0,998				0,744								
80	2	0,996	2	0,968	1	0,013	1	0,120	1	-0,005						
		0,660		1,000		0,913		0,821		0,773						
70	2	0,992	2	0,942	1	-0,004	1	0,000	1	0,022						
		0,001		0,999		0,867		0,790		0,939						
60	2	0,341	2	0,859			1	0,008	3	0,261	3	0,020				
		0,999		1,000				0,911		0,872		0,935				
50	2	0,997	2	0,959			1	0,092	1	0,199	1	0,143	1	0,000		
		0,946		0,996				0,826		0,830		0,849		0,870		
40	2	0,978	3	0,991			1	-	1	0,046	1	0,001				
		0,999		1,000				0,915		0,736		0,871				
30	3	0,998	2	0,995												
		1,000		1,000												
20	4	0,999	3	0,997												
		1,000		1,000												

Tabla 25: Grado del polinomio utilizado en el ajuste de la curvas de polarización de las aleaciones 625 y C-22 para la obtención de E_{co} y valor R² del barrido directo e inverso dentro del rango de ajuste.

T (°C)	Aleación C-22HS								Aleación HYBRID-BC1							
	Probeta 1		Probeta 2		Probeta 3		Probeta 4		Probeta 1		Probeta 2		Probeta 3		Probeta 4	
	Grado	R ²	Grado	R ²	Grado	R ²	Grado	R ²	Grado	R ²	Grado	R ²	Grado	R ²	Grado	R ²
100	1	0,055	1	0,018	2	0,016			2	0,489	2	0,025	2	0,202		
		0,974		0,978		0,996				0,997		0,998		0,999		
90	1	-0,004	3	0,047	2	0,029			3	0,993	2	0,644	2	0,386		
		0,964		0,972		0,977				0,971		0,999		0,999		
80	2	0,013	2	-0,009	2	-0,008			2	0,669	2	0,627	2	0,278		
		0,984		0,985		0,956				0,999		0,999		0,999		
70	2	0,005	3	-0,006	2	-0,001			2	0,687	2	0,545	2	0,123		
		0,796		0,959		0,943				0,999		0,999		0,997		
60	1	-0,005	2	-0,005	1	-0,004			2	0,353			2	0,034		3
		0,829		0,980		0,902				0,999				0,998		
50	2	0,038	2	0,027	2	0,018										
		0,985		0,985		0,993										
40			2	0,016	3	0,002	2	0,145								
				0,974		0,991		0,978								
30																
20																

Tabla 26: Grado del polinomio utilizado en el ajuste de la curvas de polarización de las aleaciones C-22HS y HYBRID-BC1 para la obtención de E_{Co} y valor R^2 del barrido directo e inverso dentro del rango de ajuste.

E_{CO} Aleación 625 (MA)				
T (°C)	Muestra 1 (V_{ECS})	Muestra 2 (V_{ECS})	Promedio (V_{ECS})	Desvío Estándar
100	-0,262	-0,271	-0,266	0,006
90	-0,277	-0,259	-0,268	0,013
80	-0,236	-0,236	-0,236	0,000
70	-0,238	-0,231	-0,234	0,005
60	-0,211	-0,182	-0,196	0,021
50	-0,173	-0,174	-0,173	0,001
40	-0,125	-0,119	-0,122	0,004
30	-0,077	-0,074	-0,076	0,002
20	-0,046	-0,053	-0,050	0,005

Tabla 27: Valores de potenciales de repasivación (E_{CO}) de la aleación 625. Temperaturas de ensayo 20-100 °C. Medio CaCl₂ 5 mol/L. Solución desaireada.

E_{CO} Aleación C-22 (MA)							
T (°C)	Muestra 1 (V_{ECS})	Muestra 2 (V_{ECS})	Muestra 3 (V_{ECS})	Muestra 4 (V_{ECS})	Muestra 5 (V_{ECS})	Promedio (V_{ECS})	Desvío Estándar
100	-0,168	-0,211	-0,192	-0,179		-0,187	0,019
90		-0,175	-0,203	-0,198		-0,192	0,015
80	-0,198	-0,141	-0,190			-0,176	0,031
70	-0,085	-0,092	-0,126			-0,101	0,022
60	No corrosión	-0,118	-0,076	-0,094		-0,096	0,021
50		-0,114	-0,115	-0,124	-0,105	-0,114	0,008
40	No corrosión	-0,092	-0,080	-0,084		-0,085	0,006
30	No corrosión	No corrosión	No corrosión				

Tabla 28: Valores de potenciales de repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22. Temperaturas de ensayo 30-100 °C. Medio CaCl₂ 5 mol/L. Solución desaireada.

E_{CO} Aleación C-22HS (MA)						
T (°C)	Muestra 1 (V_{ECS})	Muestra 2 (V_{ECS})	Muestra 3 (V_{ECS})	Muestra 4 (V_{ECS})	Promedio (V_{ECS})	Desvío Estándar
100	-0,159	-0,175	-0,161		-0,165	0,009
90	-0,142	-0,162	-0,153		-0,152	0,010
80	-0,155	-0,146	-0,138		-0,146	0,009
70	-0,090	-0,127	-0,105		-0,107	0,019
60	-0,107	-0,080	-0,083		-0,090	0,015
50	-0,044	-0,041	-0,066		-0,050	0,014
40	No corrosión	-0,014	-0,009	-0,042	-0,022	0,017
30	No corrosión	No corrosión	No corrosión			

Tabla 29: Valores de potenciales de repasivación (E_{CO}) de la aleación C-22HS.
Temperaturas de ensayo 30-100 °C. Medio CaCl₂ 5 mol/L. Solución desaireada.

E_{CO} Aleación HYBRID-BC1 (MA)							
T (°C)	Muestra 1 (V_{ECS})	Muestra 2 (V_{ECS})	Muestra 3 (V_{ECS})	Muestra 4 (V_{ECS})	Muestra 5 (V_{ECS})	Promedio (V_{ECS})	Desvío Estándar
100	-0,091	-0,084	-0,075			-0,083	0,008
90	-0,063	-0,059	-0,071			-0,065	0,006
80	-0,039	-0,039	-0,044			-0,041	0,003
70	-0,017	-0,015	-0,026			-0,019	0,006
60	0,008	No corrosión	-0,005	No corrosión	0,010	0,004	0,008
50	No corrosión	No corrosión	No corrosión				

Tabla 30: Valores de potenciales de repasivación (E_{CO}) de la aleación HYBRID-BC1.
Temperaturas de ensayo 50-100 °C. Medio CaCl₂ 5 mol/L. Solución desaireada.

No corrosión en Aleación C-22 (MA)			
T (°C)	Muestra 1 (V _{ECS})	Muestra 2 (V _{ECS})	Muestra 3 (V _{ECS})
60	0,647		
40	0,732		
30	0,748	0,738	0,746

Tabla 31: Valores de E_{CO} obtenidos por extrapolación en ensayos sin corrosión en rendijas para la aleación C-22.

No corrosión en Aleación C-22 HS (MA)			
T (°C)	Muestra 1 (V _{ECS})	Muestra 2 (V _{ECS})	Muestra 3 (V _{ECS})
40	0,618		
30	0,599	0,509	0,735

Tabla 32: Valores de E_{CO} obtenidos por extrapolación en ensayos sin corrosión en rendijas para la aleación C-22HS.

No corrosión en Aleación HYBRID-BC1 (MA)				
T (°C)	Muestra 1 (V _{ECS})	Muestra 2 (V _{ECS})	Muestra 3 (V _{ECS})	Muestra 4 (V _{ECS})
60		0,593		0,555
50	0,620	0,634	0,885	

Tabla 33: Valores de E_{CO} obtenidos por extrapolación en ensayos sin corrosión en rendijas para la aleación HYBRID-BC1.

T (°C)	E _{CORR} (V _{ECS}) HCl 1 mol/L			
	625	C-22	C-22HS	HYBRID-BC1
100	-0,257	-0,217	-0,206	-0,190
90	-0,259	-0,225	-0,217	-0,198
80	-0,263	-0,228	-0,230	-0,201
70	-0,273	-0,226	-0,230	-0,199
60	-0,261	-0,227	-0,220	-0,193
50	-0,256	-0,214	-0,205	-0,186
40	-0,249	-0,121	-0,178	-0,166
30	-0,218	-0,122	-0,155	-0,135

Tabla 34: Potenciales de corrosión de las aleaciones 625, C-22, C-22HS, HYBRID-BC1 para temperaturas de 30 a 100 °C. Tiempo de medición 2 horas. Medio HCl 1 mol/L desaireado.

T (°C)	E _{CORR} (V _{ECS}) HCl 3 mol/L			
	625	C-22	C-22HS	HYBRID-BC1
100	-0,218	-0,202	-0,201	-0,178
90	-0,220	-0,212	-0,210	-0,185
80	-0,222	-0,220	-0,218	-0,190
70	-0,221	-0,222	-0,221	-0,191
60	-0,227	-0,213	-0,219	-0,187
50	-0,226	-0,205	-0,212	-0,185
40	-0,225	-0,197	-0,201	-0,181
30	-0,222	-0,178	-0,175	-0,177

Tabla 35: Potenciales de corrosión de las aleaciones 625, C-22, C-22HS, HYBRID-BC1 para temperaturas de 20 a 100 °C. Tiempo de medición 2 horas. Medio HCl 3 mol/L desaireado.

T (°C)	v _{CORR} (µm/año) en HCl 1 mol/L			
	625	C-22	C-22HS	HYBRID-BC1
100	1,08 10 ⁺⁰⁴	2,17 10 ⁺⁰³	1,33 10 ⁺⁰³	2,25 10 ⁺⁰²
90	5,70 10 ⁺⁰³	9,24 10 ⁺⁰²	6,95 10 ⁺⁰²	1,22 10 ⁺⁰²
80	2,49 10 ⁺⁰³	4,51 10 ⁺⁰²	2,73 10 ⁺⁰²	4,78 10 ⁺⁰¹
70	7,42 10 ⁺⁰²	2,32 10 ⁺⁰²	9,59 10 ⁺⁰¹	1,59 10 ⁺⁰¹
60	7,03 10 ⁺⁰²	8,35 10 ⁺⁰¹	2,41 10 ⁺⁰¹	4,25 10 ⁺⁰⁰
50	3,26 10 ⁺⁰²	1,46 10 ⁺⁰¹	5,26 10 ⁺⁰⁰	2,37 10 ⁺⁰⁰
40	9,36 10 ⁺⁰¹	1,23 10 ⁺⁰⁰	2,54 10 ⁺⁰⁰	1,50 10 ⁺⁰⁰
30	6,29 10 ⁺⁰⁰	8,30 10 ⁻⁰¹	1,40 10 ⁺⁰⁰	7,00 10 ⁻⁰¹

Tabla 36: Velocidades de corrosión de las aleaciones 625, C-22, C-22HS y HYBRID-BC1 medidas al potencial de corrosión en HCl 1 mol/L. Solución desaireada.

T (°C)	v _{CORR} (µm/año) en HCl 3 mol/L			
	625	C-22	C-22HS	HYBRID-BC1
100	1,31 10 ⁺⁰⁴	2,25 10 ⁺⁰³	1,92 10 ⁺⁰³	4,61 10 ⁺⁰²
90	7,00 10 ⁺⁰³	8,23 10 ⁺⁰²	7,78 10 ⁺⁰²	2,09 10 ⁺⁰²
80	4,06 10 ⁺⁰³	3,80 10 ⁺⁰²	3,64 10 ⁺⁰²	8,46 10 ⁺⁰¹
70	2,48 10 ⁺⁰³	1,77 10 ⁺⁰²	1,58 10 ⁺⁰²	2,89 10 ⁺⁰¹
60	6,82 10 ⁺⁰²	8,66 10 ⁺⁰¹	5,74 10 ⁺⁰¹	1,04 10 ⁺⁰¹
50	4,21 10 ⁺⁰²	2,45 10 ⁺⁰¹	1,54 10 ⁺⁰¹	5,25 10 ⁺⁰⁰
40	2,01 10 ⁺⁰²	9,87 10 ⁺⁰⁰	6,46 10 ⁺⁰⁰	3,78 10 ⁺⁰⁰
30	6,52 10 ⁺⁰¹	1,92 10 ⁺⁰⁰	1,37 10 ⁺⁰⁰	1,58 10 ⁺⁰⁰

Tabla 37: Velocidades de corrosión de las aleaciones 625, C-22, C-22HS y HYBRID-BC1 medidas al potencial de corrosión en HCl 3 mol/L. Solución desaireada.

Aleación 625 HCl 1 mol/L								
T (°C)	30	40	50	60	70	80	90	100
$R_s (\Omega)$	$1,76 \cdot 10^{-01}$	$1,54 \cdot 10^{-01}$	$1,43 \cdot 10^{-01}$	$1,24 \cdot 10^{-01}$	$1,01 \cdot 10^{-01}$	$1,03 \cdot 10^{-01}$	$1,03 \cdot 10^{-01}$	$1,01 \cdot 10^{-01}$
$R_1 (\Omega)$	$9,80 \cdot 10^{+01}$	$2,15 \cdot 10^{+01}$	$8,80 \cdot 10^{+0}$	$1,07 \cdot 10^{+01}$	$6,24 \cdot 10^{+0}$	$9,37 \cdot 10^{-01}$	$1,71 \cdot 10^{-01}$	$7,67 \cdot 10^{-02}$
$Y_1 (1/\Omega)$	$1,27 \cdot 10^{-03}$	$2,35 \cdot 10^{-03}$	$4,46 \cdot 10^{-03}$	$1,05 \cdot 10^{-02}$	$3,70 \cdot 10^{-02}$	$1,67 \cdot 10^{-02}$	$1,47 \cdot 10^{-02}$	$1,62 \cdot 10^{-02}$
n_1	$9,36 \cdot 10^{-01}$	$9,20 \cdot 10^{-01}$	$8,92 \cdot 10^{-01}$	$7,61 \cdot 10^{-01}$	$6,69 \cdot 10^{-01}$	$7,79 \cdot 10^{-01}$	$8,72 \cdot 10^{-01}$	$9,05 \cdot 10^{-01}$
$R_2 (\Omega)$							$7,87 \cdot 10^{-01}$	$3,18 \cdot 10^{-01}$
$Y_2 (1/\Omega)$							$5,93 \cdot 10^{-02}$	$8,15 \cdot 10^{-02}$
n_2							$7,74 \cdot 10^{-01}$	$7,64 \cdot 10^{-01}$
$R_3 (\Omega)$	$1,10 \cdot 10^{+03}$	$5,88 \cdot 10^{+01}$	$1,43 \cdot 10^{+01}$		$3,90 \cdot 10^{+0}$	$2,08 \cdot 10^{+0}$	$3,62 \cdot 10^{-01}$	$2,99 \cdot 10^{-01}$
$Y_3 (1/\Omega)$	$1,19 \cdot 10^{-02}$	$3,43 \cdot 10^{-02}$	$5,94 \cdot 10^{-02}$		$2,91 \cdot 10^{-02}$	$1,12 \cdot 10^{-01}$	$9,24 \cdot 10^{-01}$	$8,65 \cdot 10^{-01}$
n_3	$7,85 \cdot 10^{-01}$	$7,51 \cdot 10^{-01}$	$7,26 \cdot 10^{-01}$		$1,06 \cdot 10^{+0}$	$8,43 \cdot 10^{-01}$	$1,00 \cdot 10^{+0}$	$1,00 \cdot 10^{+0}$
χ^2	$8,23 \cdot 10^{-02}$	$4,37 \cdot 10^{-02}$	$3,34 \cdot 10^{-02}$	$1,41 \cdot 10^{-01}$	$5,39 \cdot 10^{-02}$	$2,76 \cdot 10^{-02}$	$1,88 \cdot 10^{-02}$	$2,41 \cdot 10^{-02}$
$i_{corr} (A/cm^2)$	$6,60 \cdot 10^{-07}$	$9,82 \cdot 10^{-06}$	$3,42 \cdot 10^{-05}$	$7,38 \cdot 10^{-05}$	$7,78 \cdot 10^{-05}$	$2,61 \cdot 10^{-04}$	$5,98 \cdot 10^{-04}$	$1,14 \cdot 10^{-03}$

Tabla 38: Datos obtenidos de los ajuste de los circuitos equivalentes durante los ensayos de EIS necesarios para calcular las velocidades de corrosión de la aleación 625 en HCl 1 mol/L desaireado entre 30 y 100 °C. Valores χ^2 y densidad de corriente de corrosión (i_{corr}).

Aleación 625 HCl 3 mol/L								
T (°C)	30	40	50	60	70	80	90	100
$R_s (\Omega)$	$9,04 \cdot 10^{-02}$	$8,68 \cdot 10^{-02}$	$8,09 \cdot 10^{-02}$	$7,58 \cdot 10^{-02}$	$6,50 \cdot 10^{-02}$	$6,46 \cdot 10^{-02}$	$6,10 \cdot 10^{-02}$	$8,14 \cdot 10^{-02}$
$R_1 (\Omega)$	$5,07 \cdot 10^{+01}$	$1,87 \cdot 10^{+01}$	$1,61 \cdot 10^{+01}$	$8,94 \cdot 10^{-02}$	$2,23 \cdot 10^{-01}$	$2,34 \cdot 10^{-01}$	$2,24 \cdot 10^{-01}$	$1,95 \cdot 10^{-01}$
$Y_1 (1/\Omega)$	$3,53 \cdot 10^{-03}$	$5,68 \cdot 10^{-03}$	$8,74 \cdot 10^{-03}$	$5,59 \cdot 10^{-03}$	$4,50 \cdot 10^{-03}$	$4,75 \cdot 10^{-03}$	$7,14 \cdot 10^{-03}$	$1,13 \cdot 10^{-02}$
n_1	$8,40 \cdot 10^{-01}$	$8,36 \cdot 10^{-01}$	$7,94 \cdot 10^{-01}$	$9,75 \cdot 10^{-01}$	$8,91 \cdot 10^{-01}$	$8,86 \cdot 10^{-01}$	$8,46 \cdot 10^{-01}$	$8,16 \cdot 10^{-01}$
$R_2 (\Omega)$								
$Y_2 (1/\Omega)$								
n_2								
$R_3 (\Omega)$	$5,34 \cdot 10^{+01}$	$1,50 \cdot 10^{+01}$		$9,86 \cdot 10^0$	$2,51 \cdot 10^0$	$1,44 \cdot 10^0$	$7,45 \cdot 10^{-01}$	$3,24 \cdot 10^{-01}$
$Y_3 (1/\Omega)$	$4,02 \cdot 10^{-02}$	$4,38 \cdot 10^{-02}$		$1,23 \cdot 10^{-02}$	$2,45 \cdot 10^{-02}$	$4,69 \cdot 10^{-02}$	$8,86 \cdot 10^{-02}$	$1,62 \cdot 10^{-01}$
n_3	$8,29 \cdot 10^{-01}$	$8,53 \cdot 10^{-01}$		$8,02 \cdot 10^{-01}$	$8,89 \cdot 10^{-01}$	$9,13 \cdot 10^{-01}$	$9,32 \cdot 10^{-01}$	$9,41 \cdot 10^{-01}$
χ^2	$4,46 \cdot 10^{-02}$	$3,83 \cdot 10^{-02}$	$4,70 \cdot 10^{-02}$	$3,94 \cdot 10^{-02}$	$4,71 \cdot 10^{-02}$	$5,09 \cdot 10^{-02}$	$2,89 \cdot 10^{-02}$	$2,21 \cdot 10^{-02}$
$i_{corr} (A/cm^2)$	$6,84 \cdot 10^{-06}$	$2,11 \cdot 10^{-05}$	$4,42 \cdot 10^{-05}$	$7,16 \cdot 10^{-05}$	$2,60 \cdot 10^{-04}$	$4,26 \cdot 10^{-04}$	$7,35 \cdot 10^{-04}$	$1,37 \cdot 10^{-03}$

Tabla 39: Datos obtenidos de los ajuste de los circuitos equivalentes durante los ensayos de EIS necesarios para calcular las velocidades de corrosión de la aleación 625 en HCl 3 mol/L desaireado entre 30 y 100 °C. Valores χ^2 y densidad de corriente de corrosión (i_{corr}).

Aleación C-22 HCl 1 mol/L								
T (°C)	30	40	50	60	70	80	90	100
$R_s (\Omega)$	$1,67 \cdot 10^{-01}$	$1,50 \cdot 10^{-01}$	$1,30 \cdot 10^{-01}$	$1,22 \cdot 10^{-01}$	$1,10 \cdot 10^{-01}$	$1,23 \cdot 10^{-01}$	$1,20 \cdot 10^{-01}$	$1,16 \cdot 10^{-01}$
$R_1 (\Omega)$	$9,75 \cdot 10^{+02}$	$4,95 \cdot 10^{+02}$	$2,63 \cdot 10^{+01}$	$1,05 \cdot 10^{+01}$	$3,19 \cdot 10^{+01}$	$2,74 \cdot 10^{-01}$	$3,06 \cdot 10^{-01}$	$2,75 \cdot 10^{-01}$
$Y_1 (1/\Omega)$	$3,89 \cdot 10^{-03}$	$5,41 \cdot 10^{-03}$	$2,32 \cdot 10^{-03}$	$5,65 \cdot 10^{-03}$	$1,76 \cdot 10^{-02}$	$8,64 \cdot 10^{-03}$	$1,11 \cdot 10^{-02}$	$1,17 \cdot 10^{-02}$
n_1	$9,43 \cdot 10^{-01}$	$9,37 \cdot 10^{-01}$	$9,46 \cdot 10^{-01}$	$9,15 \cdot 10^{-01}$	$7,23 \cdot 10^{-01}$	$8,93 \cdot 10^{-01}$	$8,42 \cdot 10^{-01}$	$8,42 \cdot 10^{-01}$
$R_2 (\Omega)$	$4,60 \cdot 10^{+02}$	$2,60 \cdot 10^{+02}$						
$Y_2 (1/\Omega)$	$1,27 \cdot 10^{-03}$	$1,55 \cdot 10^{-03}$						
n_2	$9,31 \cdot 10^{-01}$	$9,28 \cdot 10^{-01}$						
$R_3 (\Omega)$	$7,46 \cdot 10^{+03}$	$5,24 \cdot 10^{+03}$	$4,80 \cdot 10^{+02}$	$7,81 \cdot 10^{+01}$		$1,61 \cdot 10^{+01}$	$7,70 \cdot 10^0$	$3,12 \cdot 10^0$
$Y_3 (1/\Omega)$	$6,84 \cdot 10^{-03}$	$7,08 \cdot 10^{-03}$	$2,24 \cdot 10^{-02}$	$3,39 \cdot 10^{-02}$		$2,32 \cdot 10^{-02}$	$3,89 \cdot 10^{-02}$	$1,14 \cdot 10^{-01}$
n_3	$9,42 \cdot 10^{-01}$	$9,50 \cdot 10^{-01}$	$7,88 \cdot 10^{-01}$	$7,86 \cdot 10^{-01}$		$8,36 \cdot 10^{-01}$	$9,30 \cdot 10^{-01}$	$8,98 \cdot 10^{-01}$
χ^2	$2,62 \cdot 10^{-02}$	$3,45 \cdot 10^{-02}$	$5,97 \cdot 10^{-02}$	$4,10 \cdot 10^{-02}$	$1,25 \cdot 10^{-01}$	$1,23 \cdot 10^{-02}$	$1,13 \cdot 10^{-02}$	$1,57 \cdot 10^{-02}$
$i_{corr} (A/cm^2)$	$9,47 \cdot 10^{-08}$	$1,41 \cdot 10^{-07}$	$1,67 \cdot 10^{-06}$	$9,52 \cdot 10^{-06}$	$2,64 \cdot 10^{-05}$	$5,14 \cdot 10^{-05}$	$1,05 \cdot 10^{-04}$	$2,48 \cdot 10^{-04}$

Tabla 40: Datos obtenidos de los ajuste de los circuitos equivalentes durante los ensayos de EIS necesarios para calcular las velocidades de corrosión de la aleación C-22 en HCl 1 mol/L desaireado entre 30 y 100 °C. Valores χ^2 y densidad de corriente de corrosión (i_{corr}).

Aleación C-22 HCl 3 mol/L								
T (°C)	30	40	50	60	70	80	90	100
$R_s (\Omega)$	$8,54 \cdot 10^{-02}$	$7,63 \cdot 10^{-02}$	$7,17 \cdot 10^{-02}$	$6,78 \cdot 10^{-02}$	$6,53 \cdot 10^{-02}$	$6,14 \cdot 10^{-02}$	$5,37 \cdot 10^{-02}$	$5,66 \cdot 10^{-02}$
$R_1 (\Omega)$	$1,75 \cdot 10^{+02}$	$1,23 \cdot 10^{+02}$	$5,78 \cdot 10^{+01}$	$2,82 \cdot 10^{+01}$	$2,05 \cdot 10^{+01}$	$1,20 \cdot 10^{+01}$	$9,02 \cdot 10^0$	$3,30 \cdot 10^0$
$Y_1 (1/\Omega)$	$1,84 \cdot 10^{-02}$	$1,35 \cdot 10^{-03}$	$1,99 \cdot 10^{-03}$	$3,27 \cdot 10^{-03}$	$3,58 \cdot 10^{-03}$	$4,76 \cdot 10^{-03}$	$6,69 \cdot 10^{-03}$	$8,28 \cdot 10^{-03}$
n_1	$9,27 \cdot 10^{-01}$	$9,54 \cdot 10^{-01}$	$9,54 \cdot 10^{-01}$	$9,41 \cdot 10^{-01}$	$9,28 \cdot 10^{-01}$	$8,78 \cdot 10^{-01}$	$8,14 \cdot 10^{-01}$	$8,14 \cdot 10^{-01}$
$R_2 (\Omega)$	$1,92 \cdot 10^{+02}$							
$Y_2 (1/\Omega)$	$1,05 \cdot 10^{-03}$							
n_2	$9,43 \cdot 10^{-01}$							
$R_3 (\Omega)$	$3,50 \cdot 10^{+03}$	$6,29 \cdot 10^{+02}$	$2,45 \cdot 10^{+02}$	$5,75 \cdot 10^{+01}$	$2,14 \cdot 10^{+01}$	$7,60 \cdot 10^0$		
$Y_3 (1/\Omega)$	$3,28 \cdot 10^{-02}$	$2,98 \cdot 10^{-02}$	$4,45 \cdot 10^{-02}$	$6,36 \cdot 10^{-02}$	$7,30 \cdot 10^{-02}$	$6,28 \cdot 10^{-02}$		
n_3	$9,42 \cdot 10^{-01}$	$8,14 \cdot 10^{-01}$	$8,05 \cdot 10^{-01}$	$8,13 \cdot 10^{-01}$	$8,46 \cdot 10^{-01}$	$8,62 \cdot 10^{-01}$		
χ^2	$4,37 \cdot 10^{-02}$	$8,63 \cdot 10^{-02}$	$8,26 \cdot 10^{-02}$	$3,32 \cdot 10^{-02}$	$4,66 \cdot 10^{-02}$	$4,36 \cdot 10^{-02}$	$1,18 \cdot 10^{-01}$	$7,22 \cdot 10^{-02}$
$i_{corr} (A/cm^2)$	$2,19 \cdot 10^{-07}$	$1,13 \cdot 10^{-06}$	$2,80 \cdot 10^{-06}$	$9,88 \cdot 10^{-06}$	$2,02 \cdot 10^{-05}$	$4,33 \cdot 10^{-05}$	$9,39 \cdot 10^{-05}$	$2,56 \cdot 10^{-04}$

Tabla 41: Datos obtenidos de los ajuste de los circuitos equivalentes durante los ensayos de EIS necesarios para calcular las velocidades de corrosión de la aleación C-22 en HCl 3 mol/L desaireado entre 30 y 100 °C. Valores χ^2 y densidad de corriente de corrosión (i_{corr}).

Aleación C-22HS HCl 1 mol/L								
T (°C)	30	40	50	60	70	80	90	100
$R_s (\Omega)$	$1,61 \cdot 10^{-01}$	$1,45 \cdot 10^{-01}$	$1,32 \cdot 10^{-01}$	$1,23 \cdot 10^{-01}$	$1,24 \cdot 10^{-01}$	$1,22 \cdot 10^{-01}$	$1,11 \cdot 10^{-01}$	$1,16 \cdot 10^{-01}$
$R_1 (\Omega)$	$2,99 \cdot 10^{+02}$	$1,54 \cdot 10^{+02}$	$4,89 \cdot 10^{+01}$	$1,69 \cdot 10^{+01}$	$1,00 \cdot 10^{+01}$	$3,62 \cdot 10^0$	$1,28 \cdot 10^{-01}$	$1,70 \cdot 10^{-01}$
$Y_1 (1/\Omega)$	$5,56 \cdot 10^{-03}$	$1,32 \cdot 10^{-03}$	$1,76 \cdot 10^{-03}$	$3,10 \cdot 10^{-03}$	$6,70 \cdot 10^{-03}$	$2,12 \cdot 10^{-02}$	$1,95 \cdot 10^{-02}$	$3,35 \cdot 10^{-03}$
n_1	$9,45 \cdot 10^{-01}$	$9,49 \cdot 10^{-01}$	$9,56 \cdot 10^{-01}$	$9,52 \cdot 10^{-01}$	$9,30 \cdot 10^{-01}$	$1,00 \cdot 10^0$	$7,86 \cdot 10^{-01}$	$9,85 \cdot 10^{-01}$
$R_2 (\Omega)$	$4,79 \cdot 10^{+03}$							
$Y_2 (1/\Omega)$	$1,03 \cdot 10^{-02}$							
n_2	$9,13 \cdot 10^{-01}$							
$R_3 (\Omega)$	$2,80 \cdot 10^{+02}$	$2,82 \cdot 10^{+03}$	$1,38 \cdot 10^{+03}$	$2,95 \cdot 10^{+02}$	$6,86 \cdot 10^{+01}$	$2,40 \cdot 10^{+01}$	$1,07 \cdot 10^{+01}$	$5,51 \cdot 10^0$
$Y_3 (1/\Omega)$	$1,18 \cdot 10^{-03}$	$1,17 \cdot 10^{-02}$	$2,17 \cdot 10^{-02}$	$3,65 \cdot 10^{-02}$	$5,14 \cdot 10^{-02}$	$4,14 \cdot 10^{-02}$	$2,89 \cdot 10^{-02}$	$5,67 \cdot 10^{-02}$
n_3	$9,39 \cdot 10^{-01}$	$8,26 \cdot 10^{-01}$	$7,91 \cdot 10^{-01}$	$7,65 \cdot 10^{-01}$	$7,80 \cdot 10^{-01}$	$7,39 \cdot 10^{-01}$	$8,72 \cdot 10^{-01}$	$8,92 \cdot 10^{-01}$
χ^2	$4,12 \cdot 10^{-02}$	$8,74 \cdot 10^{-02}$	$6,83 \cdot 10^{-02}$	$5,40 \cdot 10^{-02}$	$2,41 \cdot 10^{-02}$	$3,53 \cdot 10^{-02}$	$3,82 \cdot 10^{-02}$	$3,52 \cdot 10^{-02}$
$i_{corr} (A/cm^2)$	$1,62 \cdot 10^{-07}$	$2,93 \cdot 10^{-07}$	$6,07 \cdot 10^{-07}$	$2,79 \cdot 10^{-06}$	$1,11 \cdot 10^{-05}$	$3,15 \cdot 10^{-05}$	$8,02 \cdot 10^{-05}$	$1,53 \cdot 10^{-04}$

Tabla 42: Datos obtenidos de los ajuste de los circuitos equivalentes durante los ensayos de EIS necesarios para calcular las velocidades de corrosión de la aleación C-22HS en HCl 1 mol/L desaireado entre 30 y 100 °C. Valores χ^2 y densidad de corriente de corrosión (i_{corr}).

Aleación C-22HS HCl 3 mol/L								
T (°C)	30	40	50	60	70	80	90	100
$R_s (\Omega)$	$1,73 \cdot 10^{-01}$	$1,48 \cdot 10^{-01}$	$1,33 \cdot 10^{-01}$	$1,22 \cdot 10^{-01}$	$1,16 \cdot 10^{-01}$	$1,07 \cdot 10^{-01}$	$9,72 \cdot 10^{-02}$	$9,15 \cdot 10^{-02}$
$R_1 (\Omega)$	$3,09 \cdot 10^{+02}$	$1,52 \cdot 10^{+02}$	$7,51 \cdot 10^{+01}$	$3,39 \cdot 10^{+01}$	$2,49 \cdot 10^{+01}$	$1,95 \cdot 10^{+01}$	$2,68 \cdot 10^0$	$8,29 \cdot 10^{-01}$
$Y_1 (1/\Omega)$	$8,28 \cdot 10^{-03}$	$8,44 \cdot 10^{-04}$	$1,26 \cdot 10^{-03}$	$2,17 \cdot 10^{-03}$	$2,59 \cdot 10^{-03}$	$3,82 \cdot 10^{-03}$	$6,14 \cdot 10^{-03}$	$5,45 \cdot 10^{-03}$
n_1	$8,84 \cdot 10^{-01}$	$9,45 \cdot 10^{-01}$	$9,49 \cdot 10^{-01}$	$9,48 \cdot 10^{-01}$	$9,15 \cdot 10^{-01}$	$8,45 \cdot 10^{-01}$	$8,42 \cdot 10^{-01}$	$8,82 \cdot 10^{-01}$
$R_2 (\Omega)$	$9,43 \cdot 10^{+03}$							
$Y_2 (1/\Omega)$	$9,04 \cdot 10^{-03}$							
n_2	$8,81 \cdot 10^{-01}$							
$R_3 (\Omega)$	$2,78 \cdot 10^{+02}$	$1,97 \cdot 10^{+03}$	$8,15 \cdot 10^{+02}$	$2,05 \cdot 10^{+02}$	$6,20 \cdot 10^{+01}$	$1,83 \cdot 10^{+01}$	$1,50 \cdot 10^{+01}$	$6,34 \cdot 10^0$
$Y_3 (1/\Omega)$	$6,97 \cdot 10^{-04}$	$1,17 \cdot 10^{-02}$	$1,95 \cdot 10^{-02}$	$2,92 \cdot 10^{-02}$	$3,29 \cdot 10^{-02}$	$3,61 \cdot 10^{-02}$	$7,67 \cdot 10^{-03}$	$7,06 \cdot 10^{-03}$
n_3	$9,25 \cdot 10^{-01}$	$7,76 \cdot 10^{-01}$	$7,70 \cdot 10^{-01}$	$7,75 \cdot 10^{-01}$	$7,91 \cdot 10^{-01}$	$8,51 \cdot 10^{-01}$	$8,19 \cdot 10^{-01}$	$8,49 \cdot 10^{-01}$
χ^2	$2,74 \cdot 10^{-02}$	$8,73 \cdot 10^{-02}$	$4,07 \cdot 10^{-02}$	$3,37 \cdot 10^{-02}$	$2,61 \cdot 10^{-02}$	$2,54 \cdot 10^{-02}$	$4,47 \cdot 10^{-02}$	$4,39 \cdot 10^{-02}$
$i_{corr} (A/cm^2)$	$1,58 \cdot 10^{-07}$	$7,45 \cdot 10^{-07}$	$1,78 \cdot 10^{-06}$	$6,62 \cdot 10^{-06}$	$1,82 \cdot 10^{-05}$	$4,20 \cdot 10^{-05}$	$8,98 \cdot 10^{-05}$	$2,21 \cdot 10^{-04}$

Tabla 43: Datos obtenidos de los ajuste de los circuitos equivalentes durante los ensayos de EIS necesarios para calcular las velocidades de corrosión de la aleación C-22HS en HCl 3 mol/L desaireado entre 30 y 100 °C. Valores χ^2 y densidad de corriente de corrosión (i_{corr}).

Aleación HYBRID-BC1 HCl 1 mol/L								
T (°C)	30	40	50	60	70	80	90	100
$R_s (\Omega)$	$1,68 \cdot 10^{-01}$	$1,48 \cdot 10^{-01}$	$1,35 \cdot 10^{-01}$	$1,23 \cdot 10^{-01}$	$1,10 \cdot 10^{-01}$	$1,06 \cdot 10^{-01}$	$1,05 \cdot 10^{-01}$	$1,04 \cdot 10^{-01}$
$R_1 (\Omega)$	$9,03 \cdot 10^{+03}$	$2,13 \cdot 10^{+02}$	$7,70 \cdot 10^{+01}$	$2,98 \cdot 10^{+01}$	$1,28 \cdot 10^{+01}$	$6,03 \cdot 10^0$	$3,22 \cdot 10^0$	$3,15 \cdot 10^{+01}$
$Y_1 (1/\Omega)$	$6,23 \cdot 10^{-03}$	$1,66 \cdot 10^{-03}$	$1,96 \cdot 10^{-03}$	$2,67 \cdot 10^{-03}$	$4,06 \cdot 10^{-03}$	$7,63 \cdot 10^{-03}$	$1,76 \cdot 10^{-02}$	$2,39 \cdot 10^{-02}$
n_1	$9,46 \cdot 10^{-01}$	$9,47 \cdot 10^{-01}$	$9,58 \cdot 10^{-01}$	$9,67 \cdot 10^{-01}$	$9,74 \cdot 10^{-01}$	$9,69 \cdot 10^{-01}$	$9,39 \cdot 10^{-01}$	$7,94 \cdot 10^{-01}$
$R_2 (\Omega)$	$6,71 \cdot 10^{+02}$							
$Y_2 (1/\Omega)$	$4,58 \cdot 10^{-03}$							
n_2	$9,48 \cdot 10^{-01}$							
$R_3 (\Omega)$	$3,28 \cdot 10^{+02}$	$4,51 \cdot 10^{+03}$	$2,91 \cdot 10^{+03}$	$1,63 \cdot 10^{+03}$	$4,32 \cdot 10^{+02}$	$1,42 \cdot 10^{+02}$	$5,46 \cdot 10^{+01}$	
$Y_3 (1/\Omega)$	$1,81 \cdot 10^{-03}$	$8,07 \cdot 10^{-03}$	$1,26 \cdot 10^{-02}$	$1,69 \cdot 10^{-02}$	$2,28 \cdot 10^{-02}$	$2,77 \cdot 10^{-02}$	$2,90 \cdot 10^{-02}$	
n_3	$9,32 \cdot 10^{-01}$	$8,75 \cdot 10^{-01}$	$8,42 \cdot 10^{-01}$	$8,12 \cdot 10^{-01}$	$7,98 \cdot 10^{-01}$	$7,99 \cdot 10^{-01}$	$8,16 \cdot 10^{-01}$	
Chi^2	$2,09 \cdot 10^{-02}$	$7,12 \cdot 10^{-02}$	$7,42 \cdot 10^{-02}$	$7,11 \cdot 10^{-02}$	$9,00 \cdot 10^{-02}$	$5,24 \cdot 10^{-02}$	$2,68 \cdot 10^{-02}$	$4,45 \cdot 10^{-02}$
$i_{corr} (A/cm^2)$	$8,36 \cdot 10^{-08}$	$1,78 \cdot 10^{-07}$	$2,81 \cdot 10^{-07}$	$5,05 \cdot 10^{-07}$	$1,88 \cdot 10^{-06}$	$5,67 \cdot 10^{-06}$	$1,45 \cdot 10^{-05}$	$2,66 \cdot 10^{-05}$

Tabla 44: Datos obtenidos de los ajuste de los circuitos equivalentes durante los ensayos de EIS necesarios para calcular las velocidades de corrosión de la aleación HYBRID-BC1 en HCl 1 mol/L desaireado entre 30 y 100 °C. Valores Chi^2 y densidad de corriente de corrosión (i_{corr}).

Aleación HYBRID-BC1 HCl 3 mol/L								
T (°C)	30	40	50	60	70	80	90	100
$R_s (\Omega)$	$9,21 \cdot 10^{-02}$	$7,97 \cdot 10^{-02}$	$7,29 \cdot 10^{-02}$	$6,83 \cdot 10^{-02}$	$6,93 \cdot 10^{-02}$	$6,80 \cdot 10^{-02}$	$6,47 \cdot 10^{-02}$	$6,34 \cdot 10^{-02}$
$R_1 (\Omega)$	$1,66 \cdot 10^{+02}$	$9,55 \cdot 10^{+01}$	$6,23 \cdot 10^{+01}$	$3,16 \cdot 10^{+01}$	$1,59 \cdot 10^{+01}$	$8,54 \cdot 10^0$	$4,74 \cdot 10^0$	$1,58 \cdot 10^0$
$Y_1 (1/\Omega)$	$1,66 \cdot 10^{-02}$	$1,43 \cdot 10^{-03}$	$1,77 \cdot 10^{-03}$	$2,62 \cdot 10^{-03}$	$3,89 \cdot 10^{-03}$	$6,61 \cdot 10^{-03}$	$8,62 \cdot 10^{-03}$	$9,12 \cdot 10^{-03}$
n_1	$9,23 \cdot 10^{-01}$	$9,61 \cdot 10^{-01}$	$9,67 \cdot 10^{-01}$	$9,69 \cdot 10^{-01}$	$9,63 \cdot 10^{-01}$	$9,33 \cdot 10^{-01}$	$8,98 \cdot 10^{-01}$	$9,23 \cdot 10^{-01}$
$R_2 (\Omega)$	$1,26 \cdot 10^{+02}$							
$Y_2 (1/\Omega)$	$1,26 \cdot 10^{-03}$							
n_2	$9,42 \cdot 10^{-01}$							
$R_3 (\Omega)$	$4,11 \cdot 10^{+03}$	$1,75 \cdot 10^{+03}$	$1,27 \cdot 10^{+03}$	$6,42 \cdot 10^{+02}$	$2,26 \cdot 10^{+02}$	$7,39 \cdot 10^{+01}$	$2,86 \cdot 10^{+01}$	$1,36 \cdot 10^{+01}$
$Y_3 (1/\Omega)$	$1,89 \cdot 10^{-02}$	$1,43 \cdot 10^{-02}$	$1,87 \cdot 10^{-02}$	$2,43 \cdot 10^{-02}$	$2,90 \cdot 10^{-02}$	$3,32 \cdot 10^{-02}$	$3,15 \cdot 10^{-02}$	$2,21 \cdot 10^{-02}$
n_3	$9,26 \cdot 10^{-01}$	$8,34 \cdot 10^{-01}$	$8,19 \cdot 10^{-01}$	$8,11 \cdot 10^{-01}$	$8,04 \cdot 10^{-01}$	$8,05 \cdot 10^{-01}$	$8,13 \cdot 10^{-01}$	$8,14 \cdot 10^{-01}$
Chi^2	$8,22 \cdot 10^{-02}$	$1,67 \cdot 10^{-01}$	$1,06 \cdot 10^{-01}$	$1,27 \cdot 10^{-01}$	$1,05 \cdot 10^{-01}$	$6,72 \cdot 10^{-02}$	$7,22 \cdot 10^{-02}$	$7,30 \cdot 10^{-02}$
$i_{corr} (A/cm^2)$	$1,88 \cdot 10^{-07}$	$4,48 \cdot 10^{-07}$	$6,22 \cdot 10^{-07}$	$1,23 \cdot 10^{-06}$	$3,43 \cdot 10^{-06}$	$1,00 \cdot 10^{-05}$	$2,48 \cdot 10^{-05}$	$5,47 \cdot 10^{-05}$

Tabla 45: Datos obtenidos de los ajuste de los circuitos equivalentes durante los ensayos de EIS necesarios para calcular las velocidades de corrosión de la aleación HYBRID-BC1 en HCl 3 mol/L desaireado entre 30 y 100 °C. Valores Chi^2 y densidad de corriente de corrosión (i_{corr}).

Dimensiones de probeta prismáticas para ensayos de EIS (mm)				área efectiva (cm ²)
625	HCl 1 mol/L	A=	17,3	11,35
		B=	26,0	
		C=	3,20	
		Ø=	7,50	
	HCl 3 mol/L	A=	17,3	12,58
		B=	29,0	
		C=	3,20	
		Ø=	7,50	
C-22	HCl 1 mol/L	A=	15,7	10,64
		B=	12,4	
		C=	12,5	
	HCl 3 mol/L	A=	15,6	10,59
		B=	12,5	
		C=	12,4	
C-22HS	HCl 1 mol/L	A=	21,4	10,30
		B=	12,9	
		C=	8,0	
	HCl 3 mol/L	A=	11,5	5,66
		B=	10,8	
		C=	8,7	
HYBRID-BC1	HCl 1 mol/L	A=	16,8	10,70
		B=	11,0	
		C=	13,1	
	HCl 3 mol/L	A=	16,6	10,83
		B=	11,3	
		C=	13,2	

Tabla 46: Dimensiones de probetas prismáticas utilizadas en los ensayos de EIS y área efectiva de intercambio luego de descontar la superficie ocluida del tapón.

E _a (KJ/mol)	HCl 1 mol/L	HCl 3 mol/L
625	71,3 ± 7,4	70,8 ± 4,8
C-22	94,7 ± 7,3	86,2 ± 3,5
C-22HS	111,6 ± 5,6	94,1 ± 3,0
HYBRID-BC1	97,2 ± 5,1	92,9 ± 3,5

Tabla 47: Energías de activación para la disolución anódica de las aleaciones 625, C-22, C-22HS y HYBRID-BC1 en HCl 1 y 3 mol/L desaireadas.

T (°C)	E _{CORR} de Pt (V _{ECS}) en HCl		
	1 mol/L (T crecientes)	3 mol/L (T crecientes)	3 mol/L (T decrecientes)
100	0,098	0,446	0,435
90	0,094	0,367	0,419
80	0,108	0,056	0,399
70	0,127	0,048	
60	0,143	0,064	
50	0,162	0,079	
40	0,185	0,093	
30	0,212	0,112	

Tabla 48: Potenciales de corrosión de Pt para temperaturas de 30 a 100 °C. Tiempo de medición 2 horas. Medios HCl 1 y 3 mol/L desaireados.

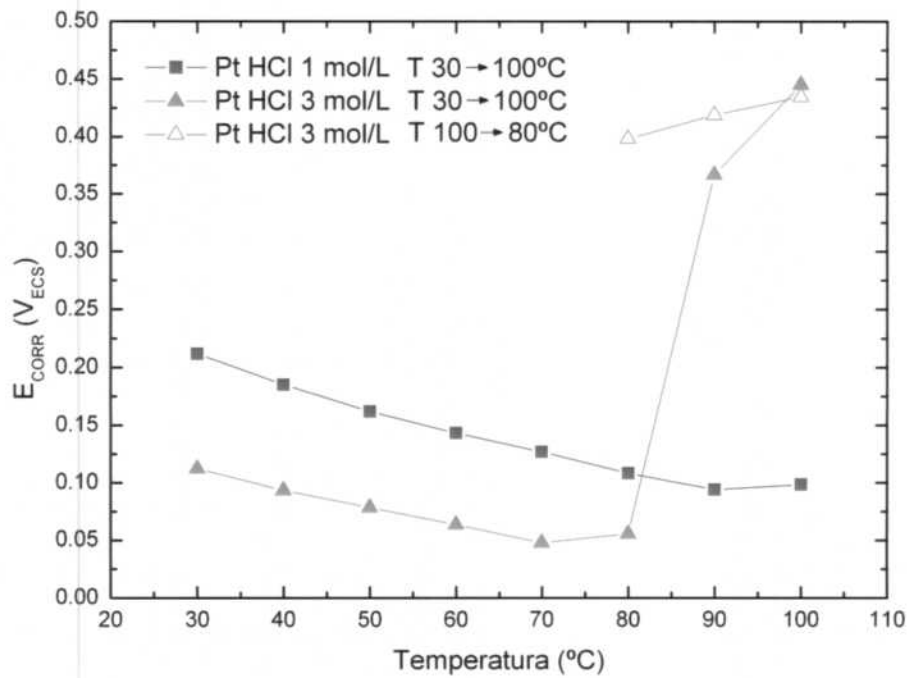


Figura 309: Potencial de corrosión de Pt en función de la temperatura. Solución HCl 1 mol/L y 3 mol/L desaireadas. Tiempo de medición para cada temperatura 2 horas.

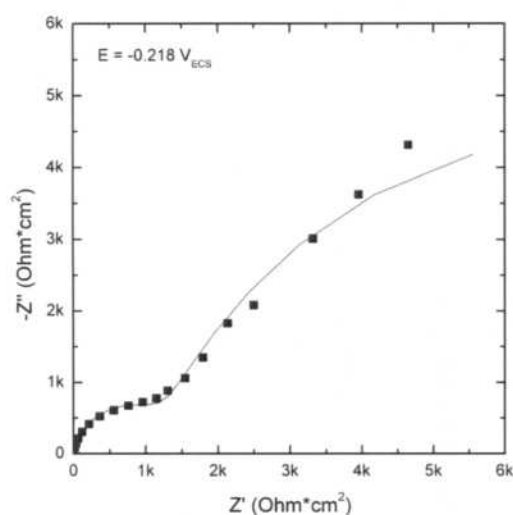


Figura 310: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta MCA de aleación 625 (MA), en HCl 1 mol/L a 30 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,218 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

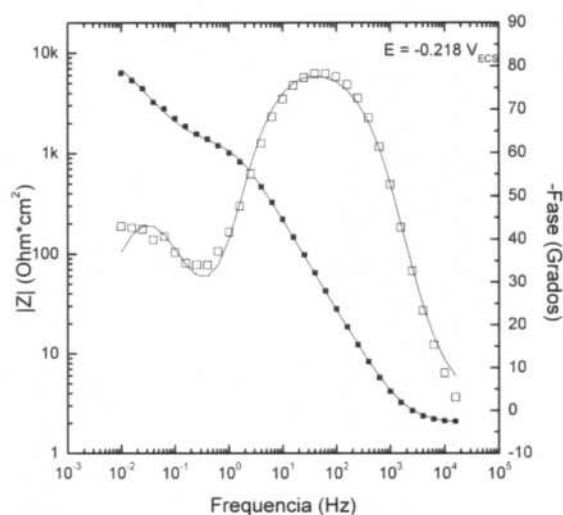


Figura 311: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta MCA de aleación 625 (MA), en HCl 1 mol/L a 30 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,218 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

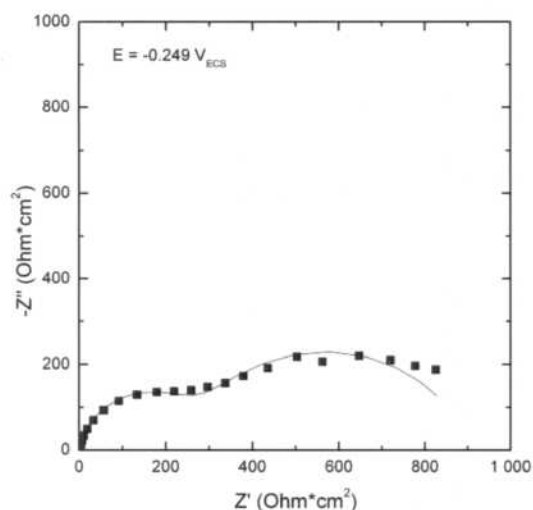


Figura 312: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta MCA de aleación 625 (MA), en HCl 1 mol/L a 40 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,249 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

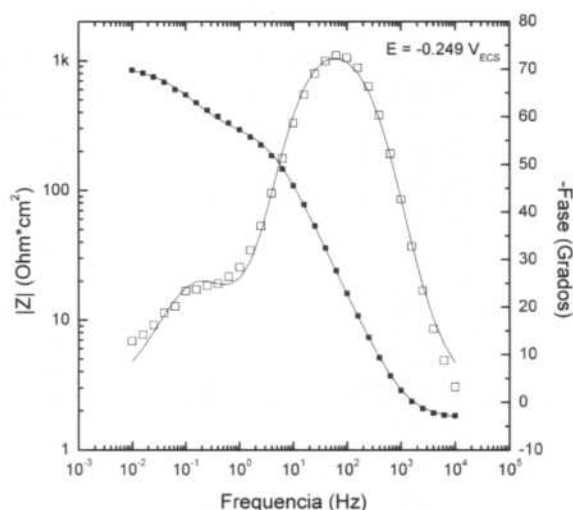


Figura 313: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta MCA de aleación 625 (MA), en HCl 1 mol/L a 40 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,249 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

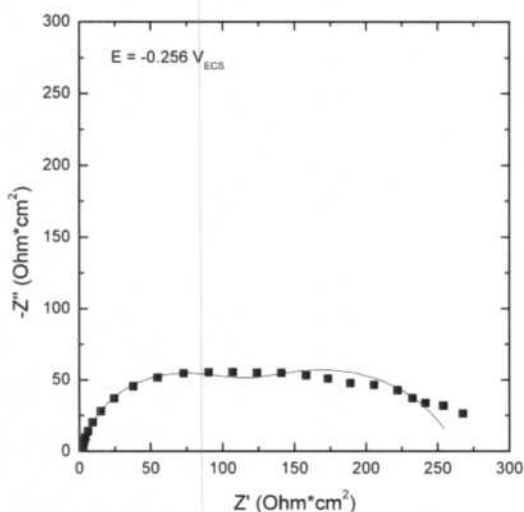


Figura 314: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta MCA de aleación 625 (MA), en HCl 1 mol/L a 50 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,256 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

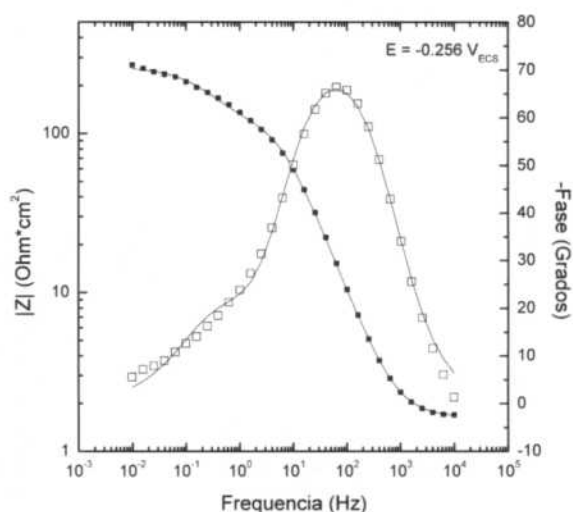


Figura 315: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta MCA de aleación 625 (MA), en HCl 1 mol/L a 50 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,256 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

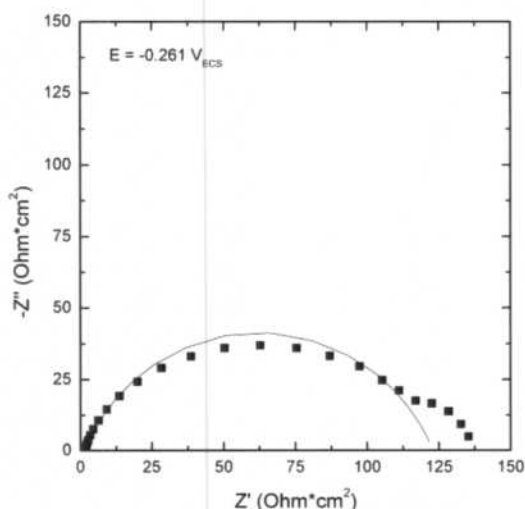


Figura 316: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta MCA de aleación 625 (MA), en HCl 1 mol/L a 60 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,261 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de una constante de tiempo.

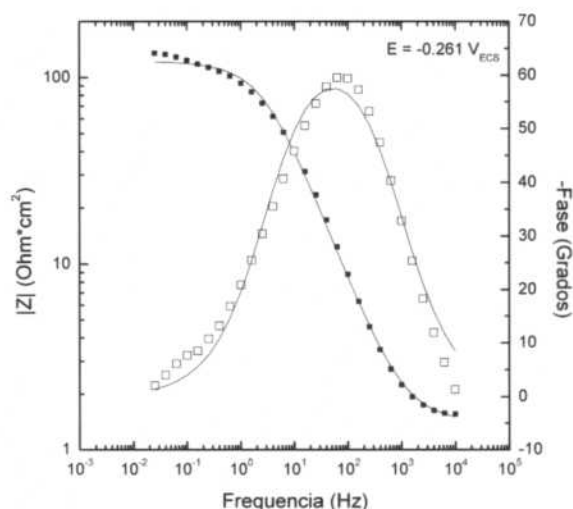


Figura 317: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta MCA de aleación 625 (MA), en HCl 1 mol/L a 60 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,261 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de una constante de tiempo.

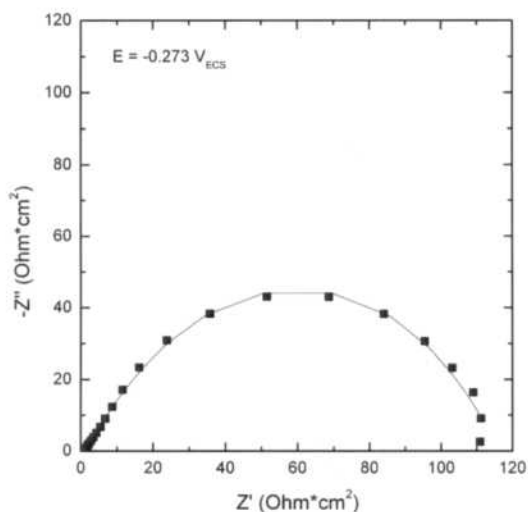


Figura 318: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta MCA de aleación 625 (MA), en HCl 1 mol/L a 70 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,273 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

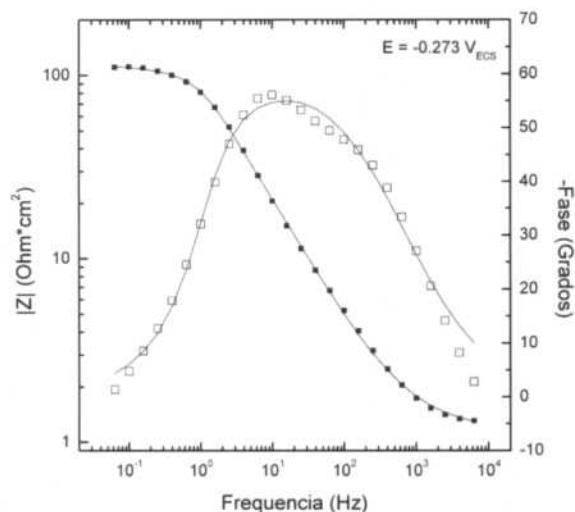


Figura 319: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta MCA de aleación 625 (MA), en HCl 1 mol/L a 70 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,273 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

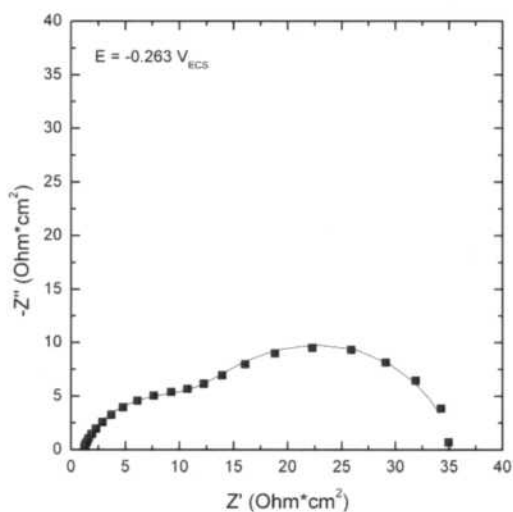


Figura 320: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta MCA de aleación 625 (MA), en HCl 1 mol/L a 80 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,263 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

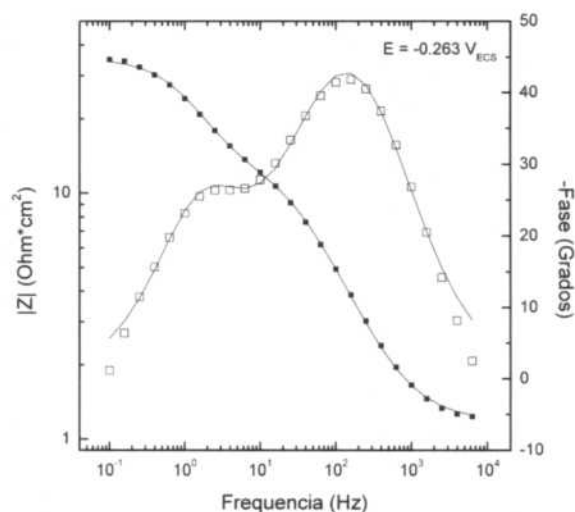


Figura 321: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta MCA de aleación 625 (MA), en HCl 1 mol/L a 80 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,263 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

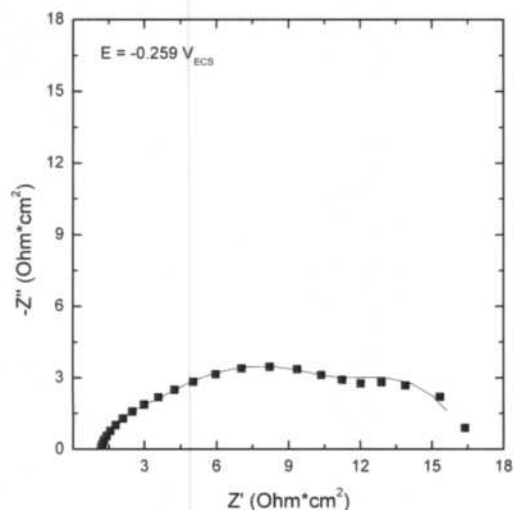


Figura 322: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta MCA de aleación 625 (MA), en HCl 1 mol/L a 90 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,259 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de tres constantes de tiempo.

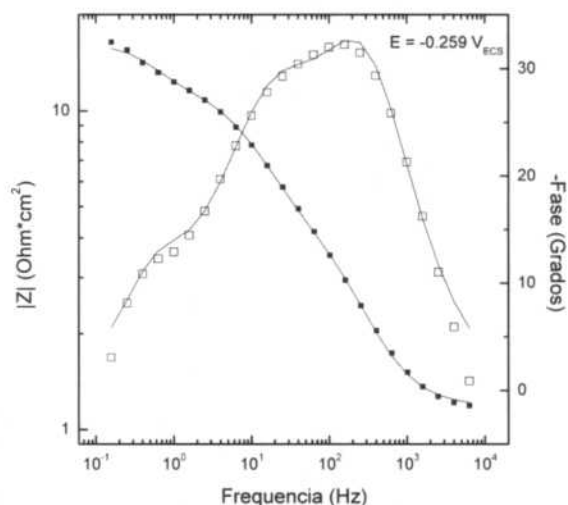


Figura 323: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta MCA de aleación 625 (MA), en HCl 1 mol/L a 90 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,259 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de tres constantes de tiempo.

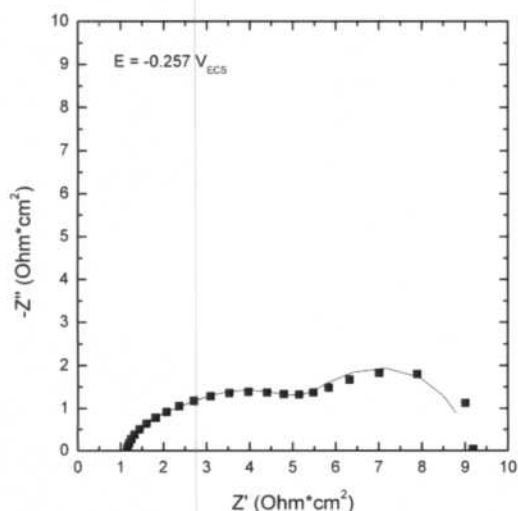


Figura 324: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta MCA de aleación 625 (MA), en HCl 1 mol/L a 100 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,257 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de tres constantes de tiempo.

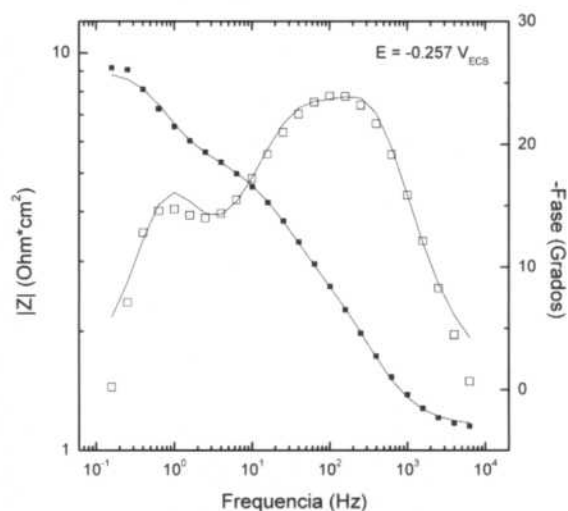


Figura 325: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta MCA de aleación 625 (MA), en HCl 1 mol/L a 100 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,257 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de tres constantes de tiempo.

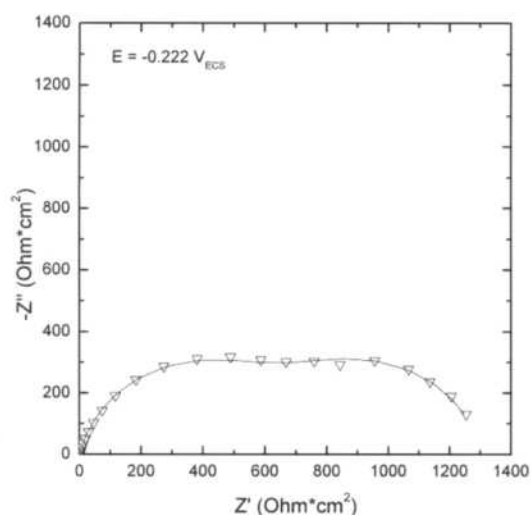


Figura 326: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta MCA de aleación 625 (MA), en HCl 3 mol/L a 30 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,222 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

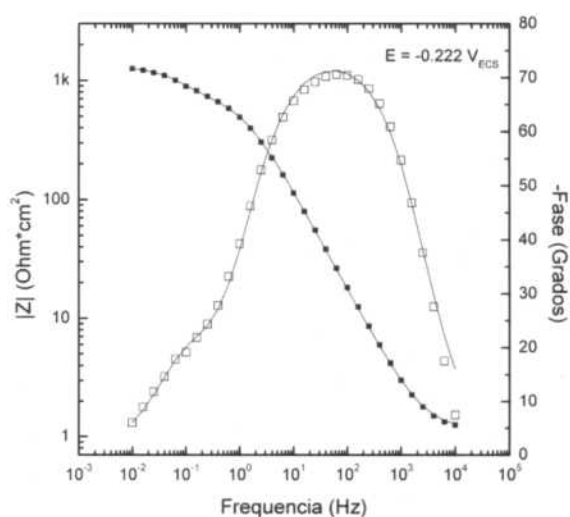


Figura 327: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta MCA de aleación 625 (MA), en HCl 3 mol/L a 30 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,222 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

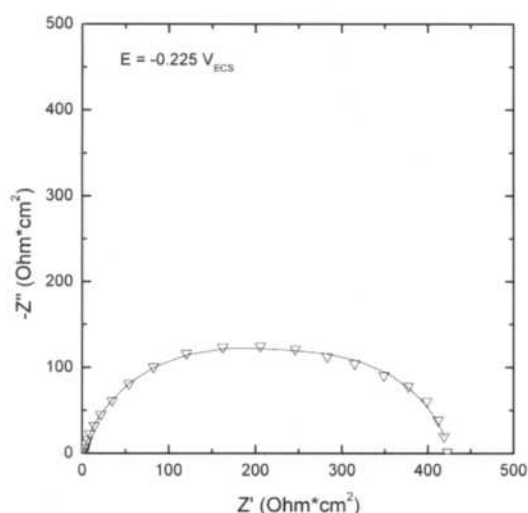


Figura 328: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta MCA de aleación 625 (MA), en HCl 3 mol/L a 40 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,225 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

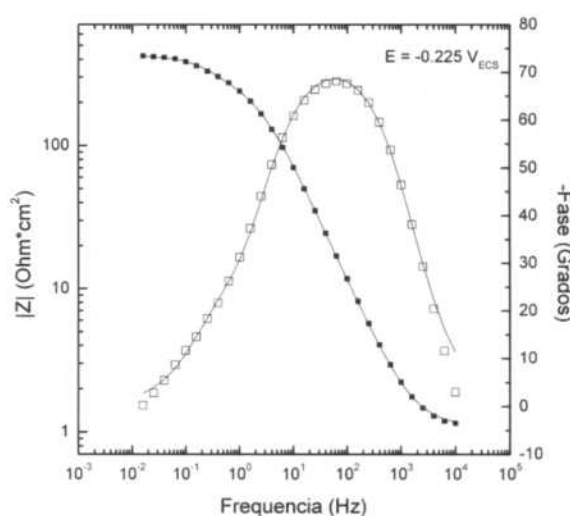


Figura 329: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta MCA de aleación 625 (MA), en HCl 3 mol/L a 40 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,225 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

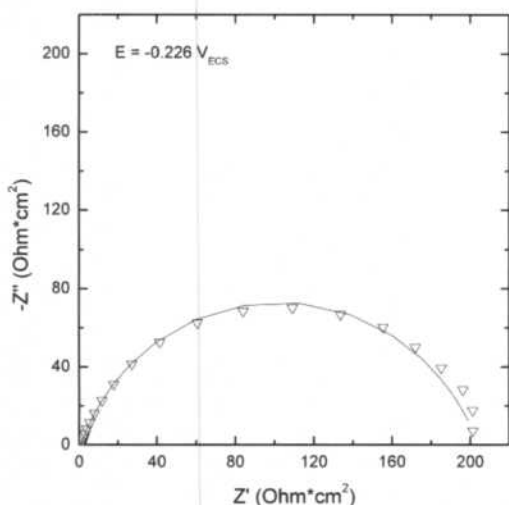


Figura 330: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta MCA de aleación 625 (MA), en HCl 3 mol/L a 50 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,226 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de una constante de tiempo.

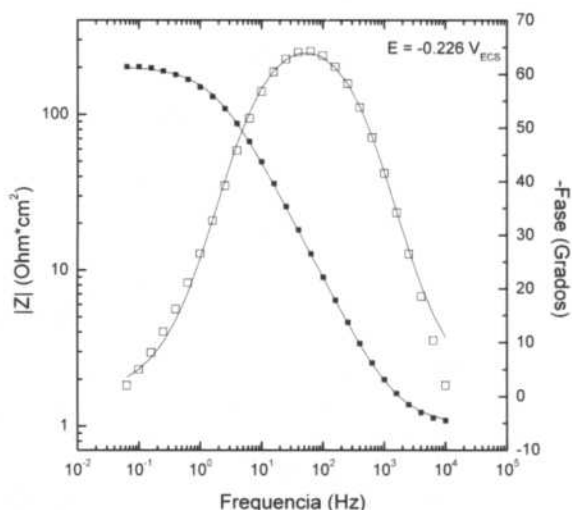


Figura 331: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta MCA de aleación 625 (MA), en HCl 3 mol/L a 50 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,226 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de una constante de tiempo.

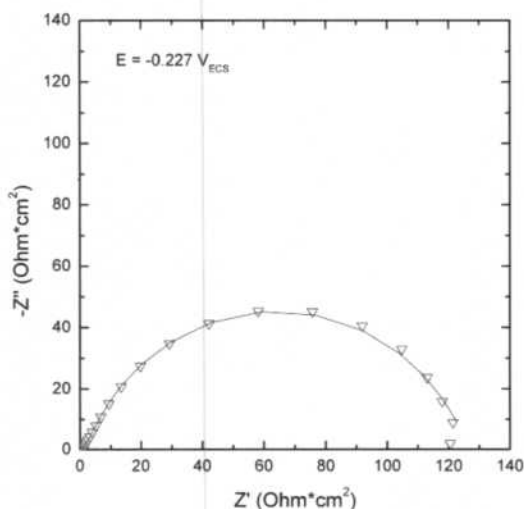


Figura 332: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta MCA de aleación 625 (MA), en HCl 3 mol/L a 60 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,227 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

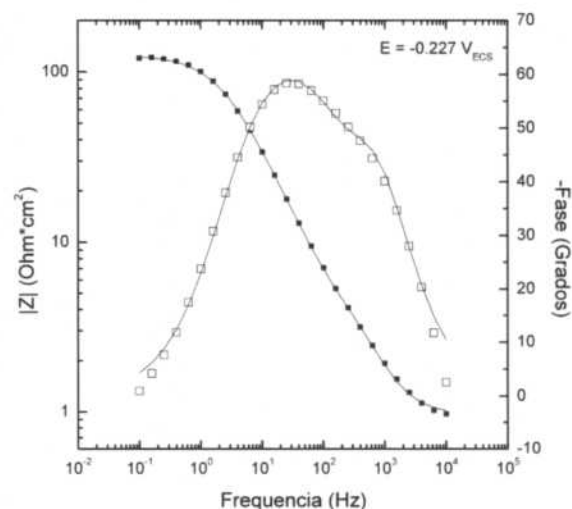


Figura 333: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta MCA de aleación 625 (MA), en HCl 3 mol/L a 60 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,227 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

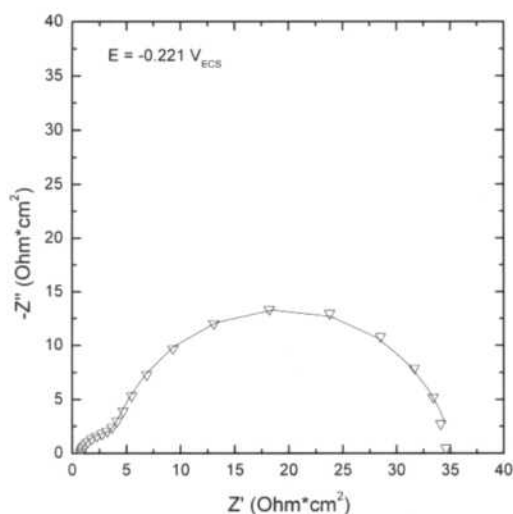


Figura 334: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta MCA de aleación 625 (MA), en HCl 3 mol/L a 70 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,221 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

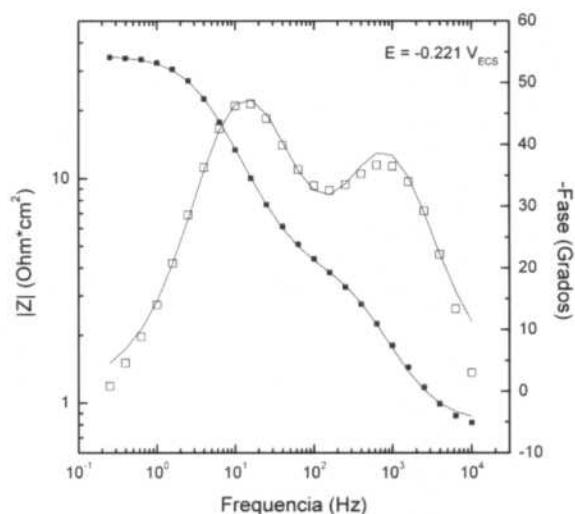


Figura 335: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta MCA de aleación 625 (MA), en HCl 3 mol/L a 70 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,221 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

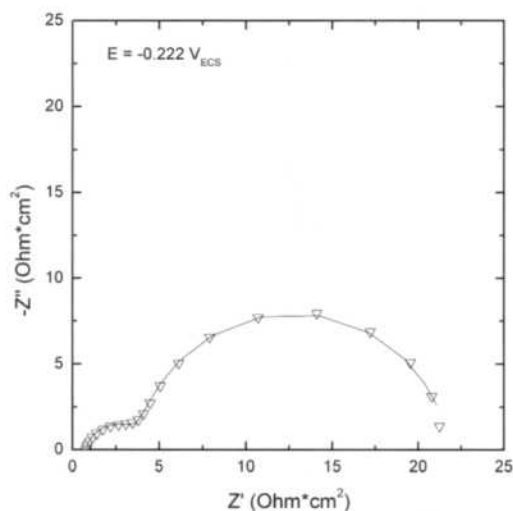


Figura 336: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta MCA de aleación 625 (MA), en HCl 3 mol/L a 80 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,222 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

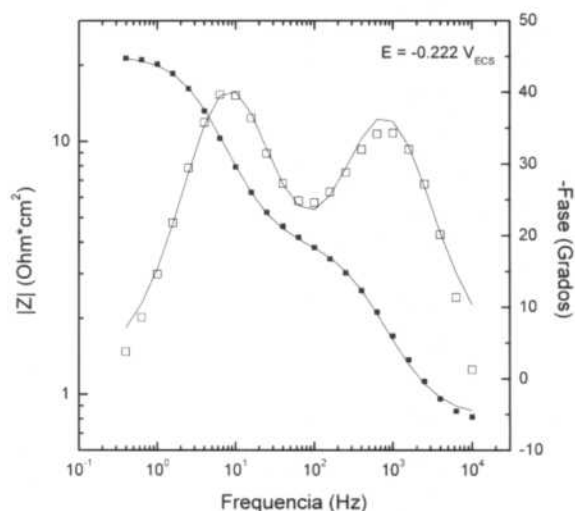


Figura 337: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta MCA de aleación 625 (MA), en HCl 3 mol/L a 80 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,222 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

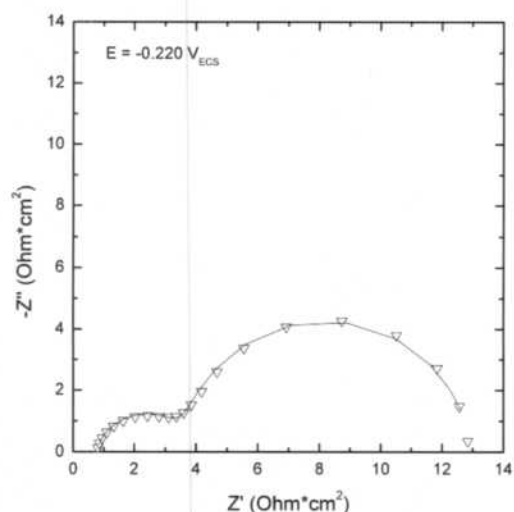


Figura 338: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta MCA de aleación 625 (MA), en HCl 3 mol/L a 90 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,220 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

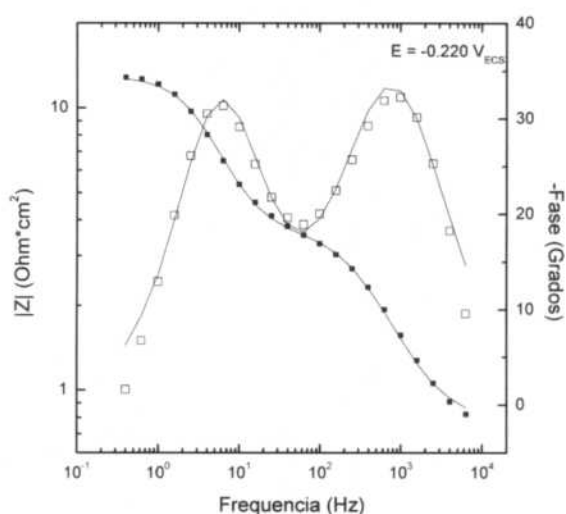


Figura 339: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta MCA de aleación 625 (MA), en HCl 3 mol/L a 90 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,220 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

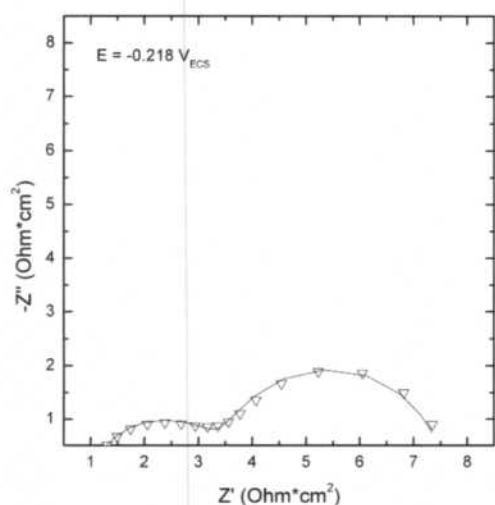


Figura 340: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta MCA de aleación 625 (MA), en HCl 3 mol/L a 100 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,218 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

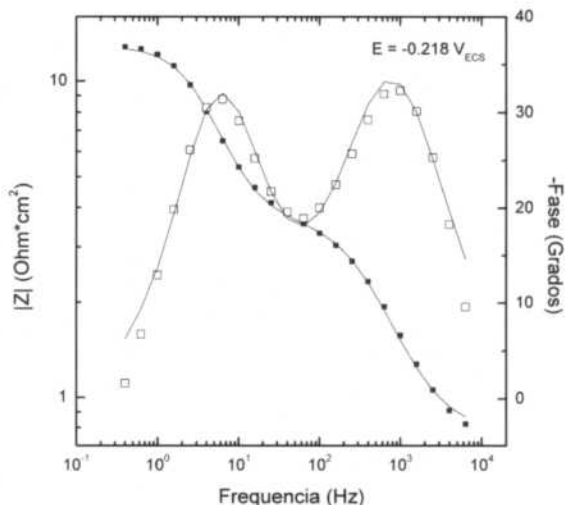


Figura 341: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta MCA de aleación 625 (MA), en HCl 3 mol/L a 100 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,218 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

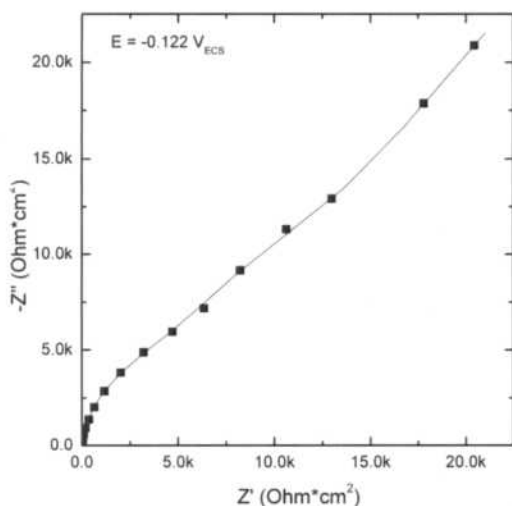


Figura 342: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22 (MA), en HCl 1 mol/L a 30 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,122 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de tres constantes de tiempo.

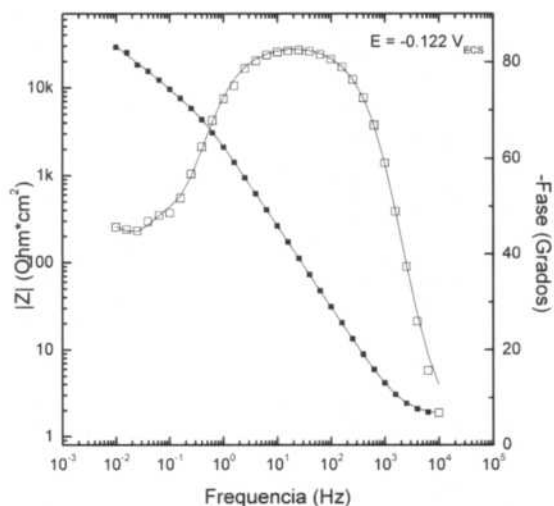


Figura 343: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22 (MA), en HCl 1 mol/L a 30 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,122 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de tres constantes de tiempo.

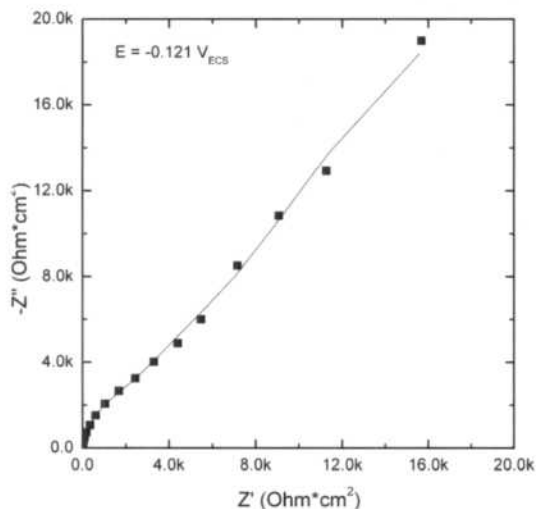


Figura 344: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22 (MA), en HCl 1 mol/L a 40 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,121 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de tres constantes de tiempo.

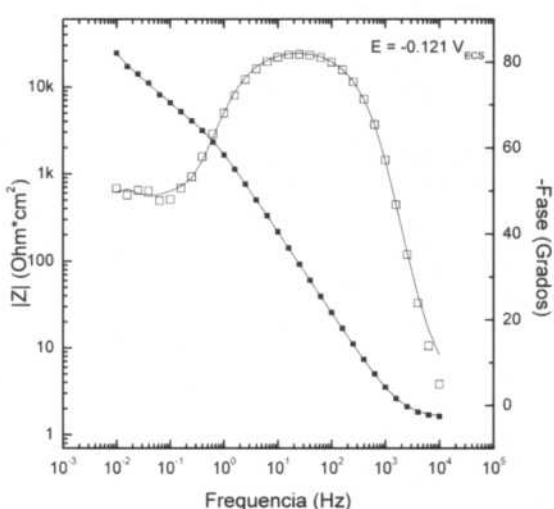


Figura 345: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22 (MA), en HCl 1 mol/L a 40 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,121 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de tres constantes de tiempo.

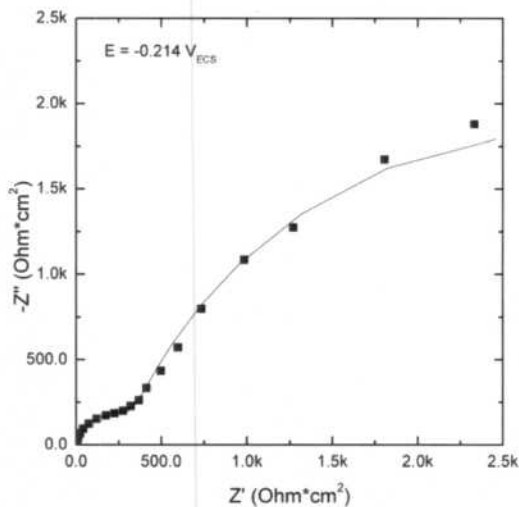


Figura 346: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22 (MA), en HCl 1 mol/L a 50 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,214 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

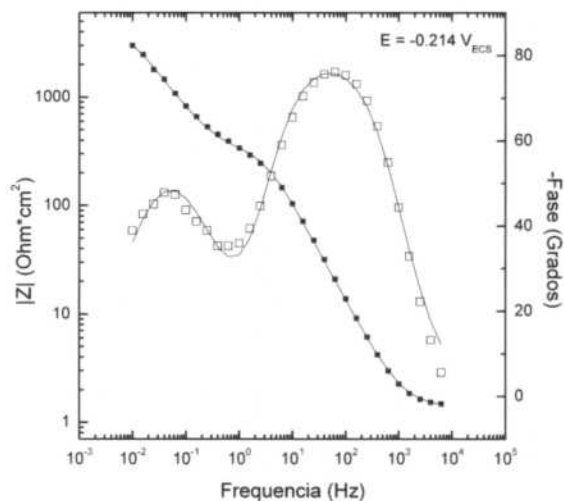


Figura 347: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22 (MA), en HCl 1 mol/L a 50 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,214 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

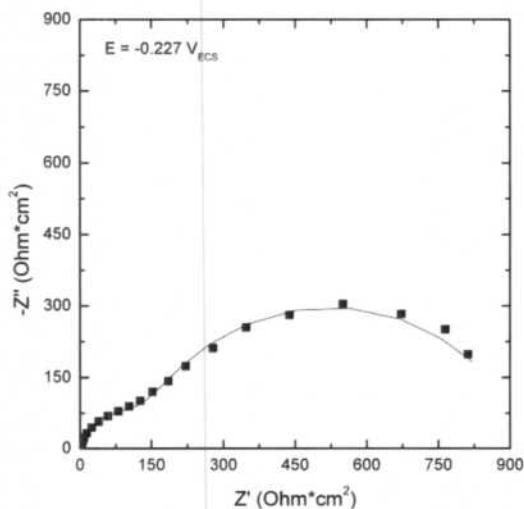


Figura 348: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22 (MA), en HCl 1 mol/L a 60 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,227 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

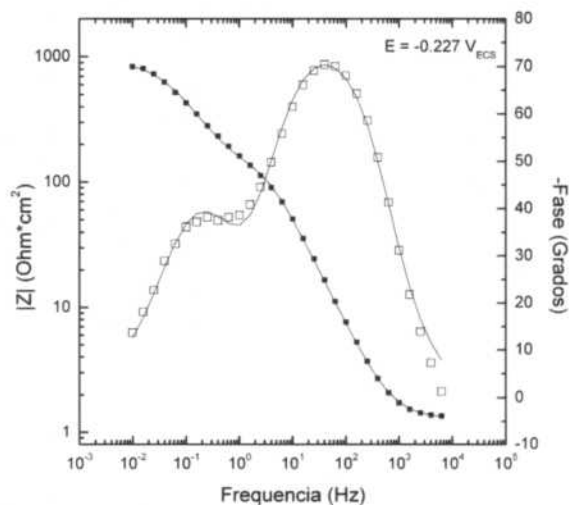


Figura 349: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22 (MA), en HCl 1 mol/L a 60 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,227 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

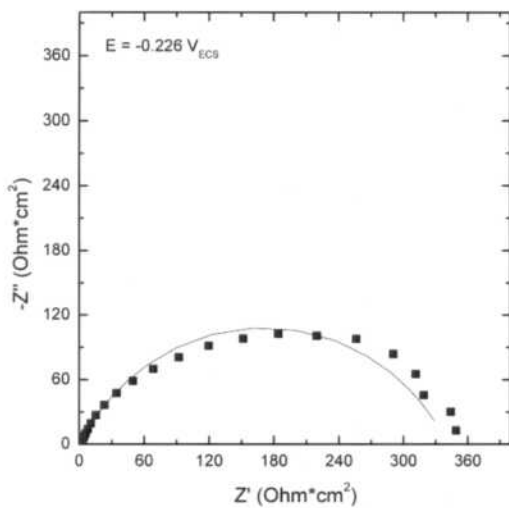


Figura 350: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22 (MA), en HCl 1 mol/L a 70 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,226 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de una constante de tiempo.

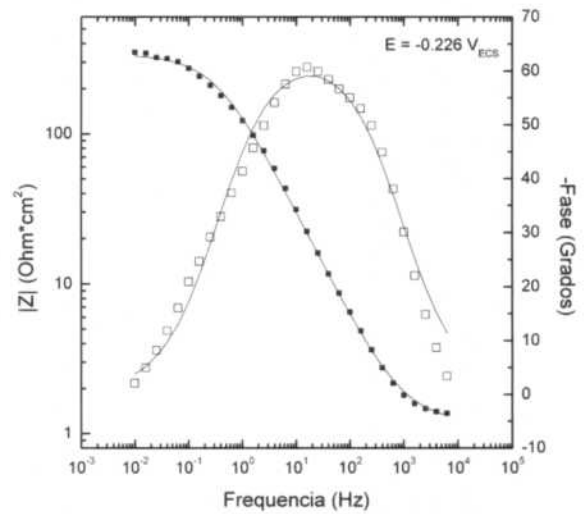


Figura 351: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22 (MA), en HCl 1 mol/L a 70 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,226 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de una constante de tiempo.

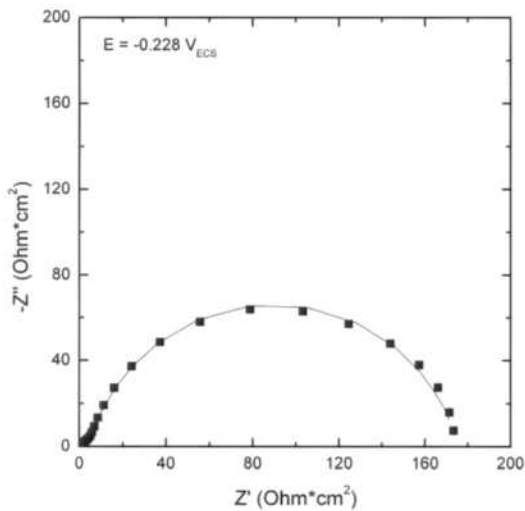


Figura 352: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22 (MA), en HCl 1 mol/L a 80 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,228 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

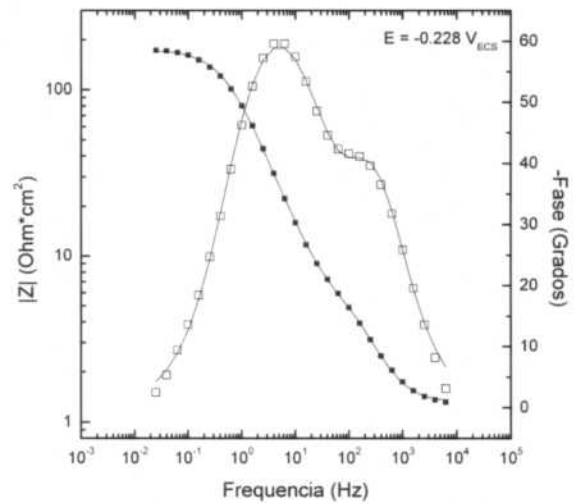


Figura 353: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22 (MA), en HCl 1 mol/L a 80 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,228 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

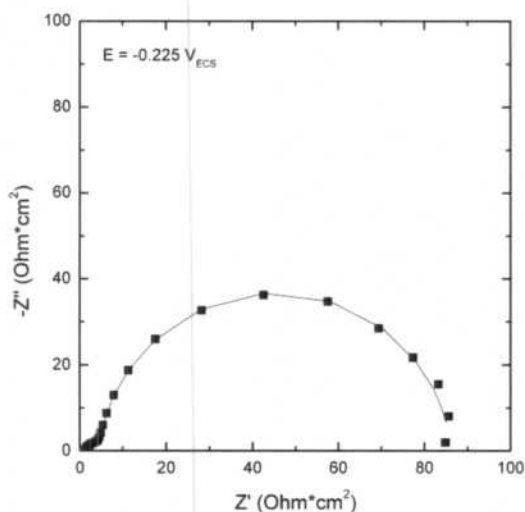


Figura 354: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22 (MA), en HCl 1 mol/L a 90 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,225 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

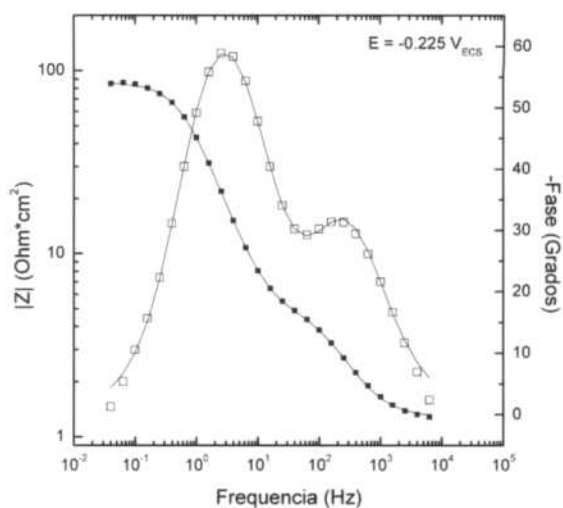


Figura 355: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22 (MA), en HCl 1 mol/L a 90 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,225 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

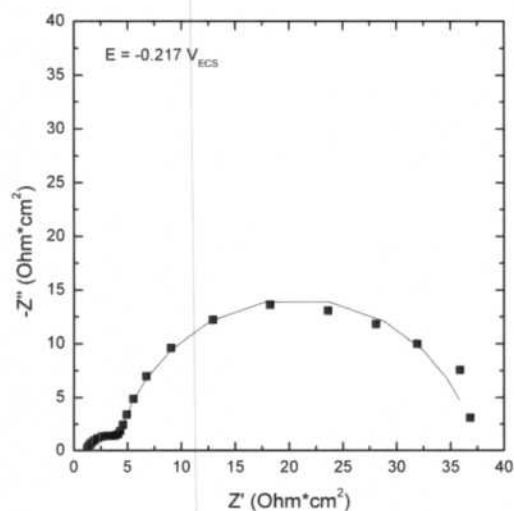


Figura 356: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22 (MA), en HCl 1 mol/L a 100 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,217 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

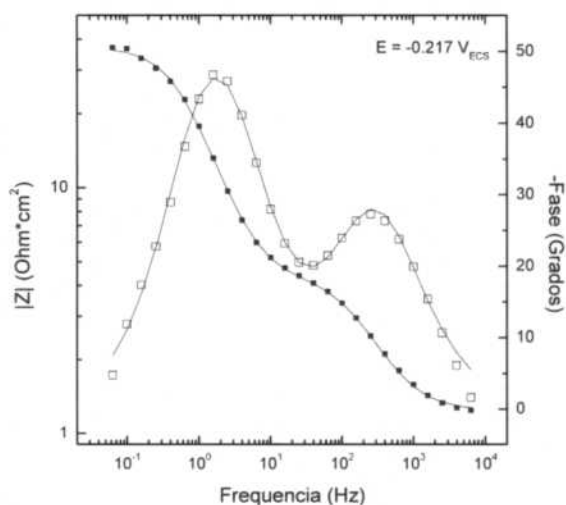


Figura 357: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22 (MA), en HCl 1 mol/L a 100 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,217 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

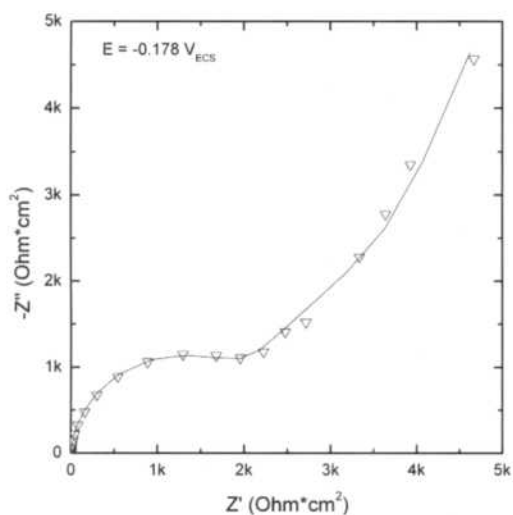


Figura 358: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22 (MA), en HCl 3 mol/L a 30 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,178 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de tres constantes de tiempo.

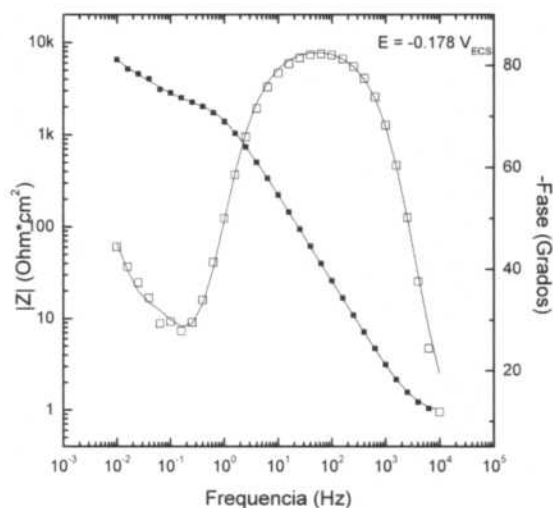


Figura 359: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22 (MA), en HCl 3 mol/L a 30 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,178 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de tres constantes de tiempo.

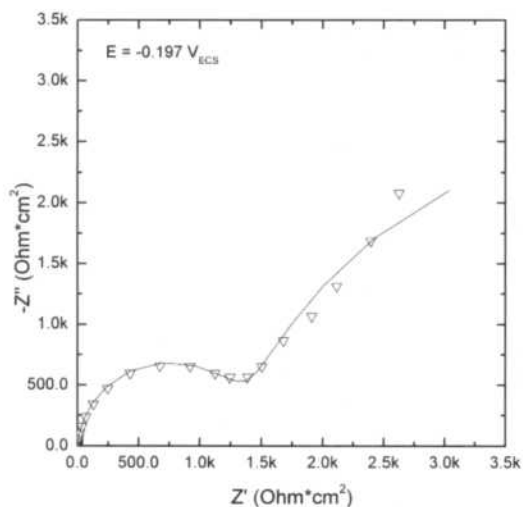


Figura 360: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22 (MA), en HCl 3 mol/L a 40 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,197 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

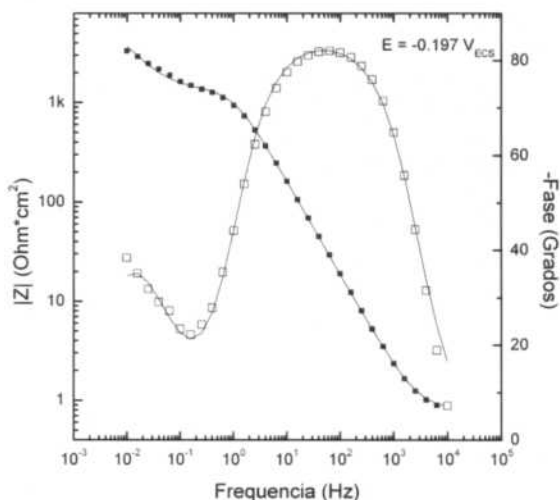


Figura 361: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22 (MA), en HCl 3 mol/L a 40 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,197 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

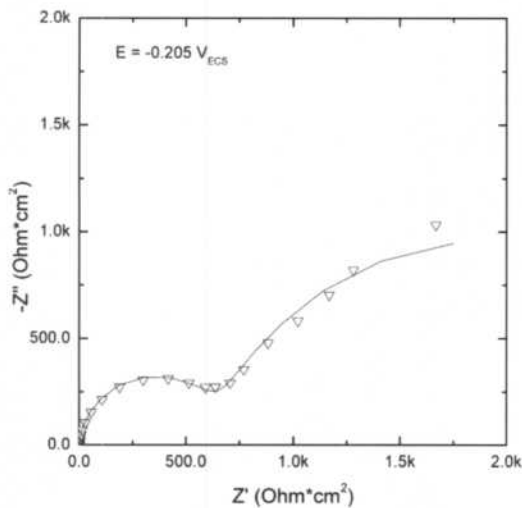


Figura 362: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22 (MA), en HCl 3 mol/L a 50 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,205 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

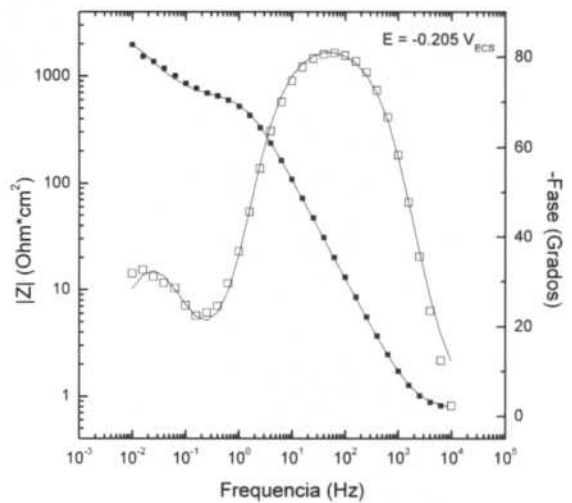


Figura 363: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22 (MA), en HCl 3 mol/L a 50 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,205 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

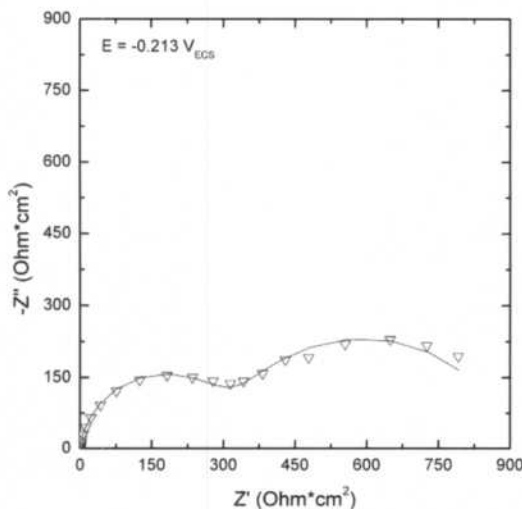


Figura 364: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22 (MA), en HCl 3 mol/L a 60 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,213 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

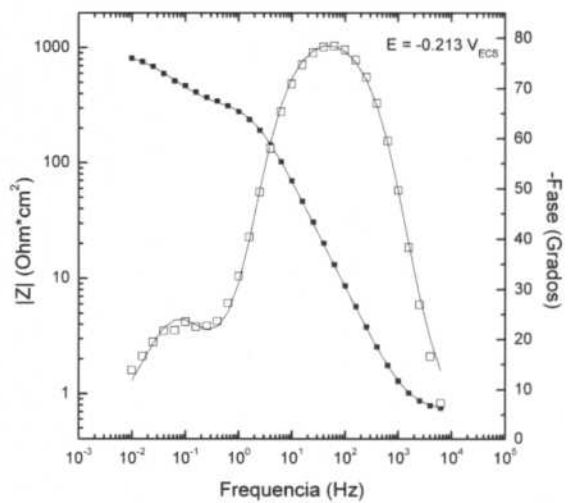


Figura 365: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22 (MA), en HCl 3 mol/L a 60 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,213 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

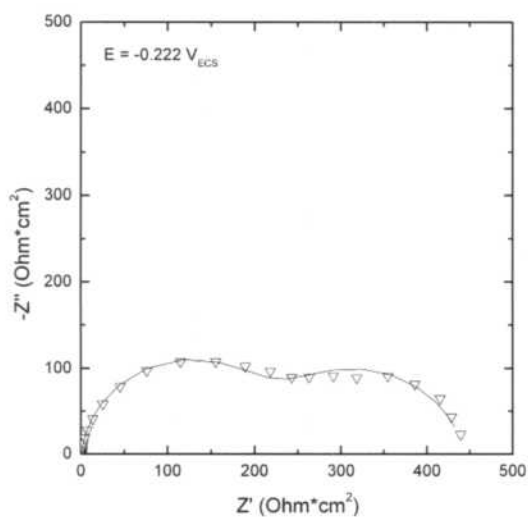


Figura 366: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22 (MA), en HCl 3 mol/L a 70 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,222 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

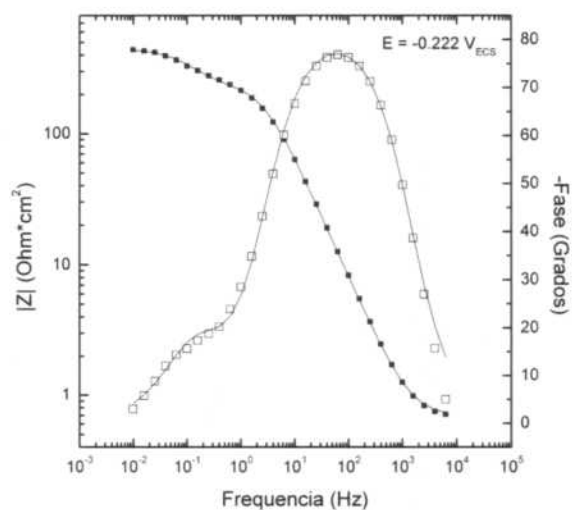


Figura 367: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22 (MA), en HCl 3 mol/L a 70 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,222 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

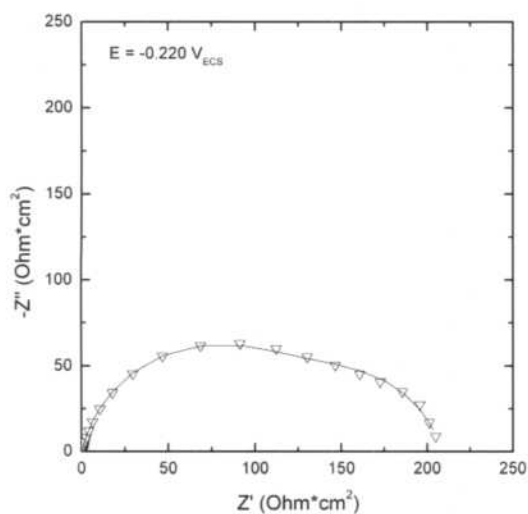


Figura 368: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22 (MA), en HCl 3 mol/L a 80 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,220 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

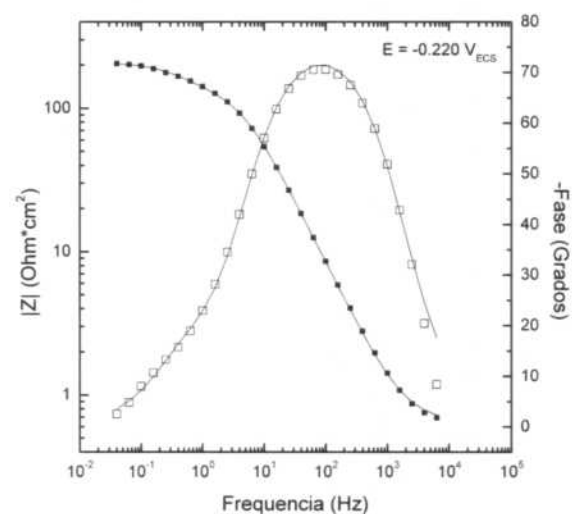


Figura 369: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22 (MA), en HCl 3 mol/L a 80 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,220 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

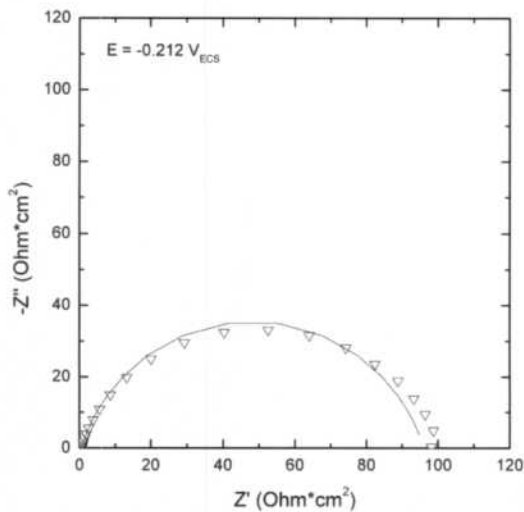


Figura 370: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22 (MA), en HCl 3 mol/L a 90 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,212 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de una constante de tiempo.

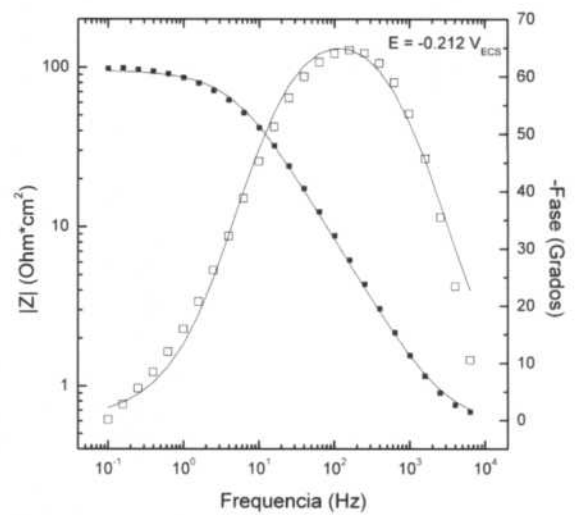


Figura 371: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22 (MA), en HCl 3 mol/L a 90 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,212 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de una constante de tiempo.

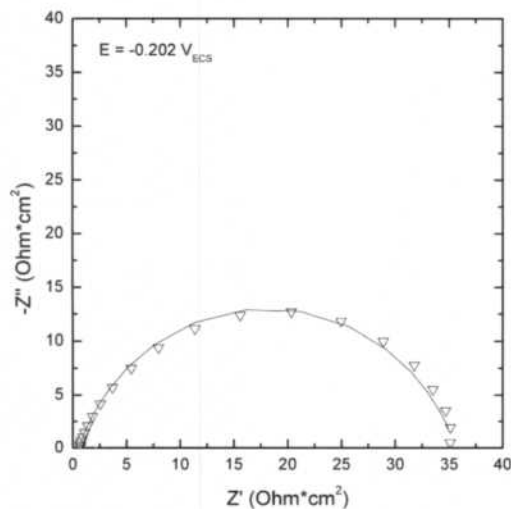


Figura 372: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22 (MA), en HCl 3 mol/L a 100 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,202 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de una constante de tiempo.

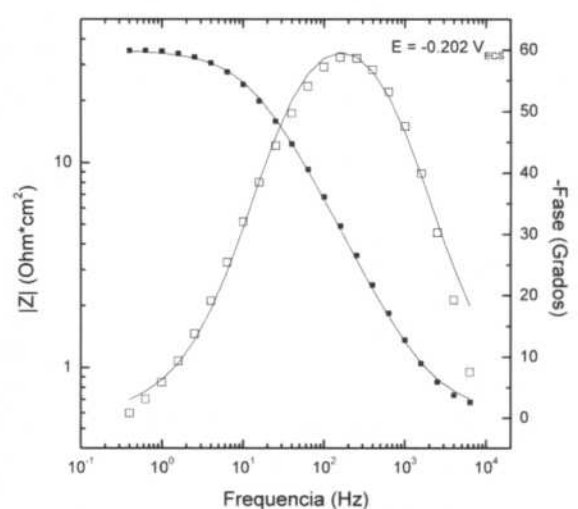


Figura 373: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22 (MA), en HCl 3 mol/L a 100 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,202 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de una constante de tiempo.

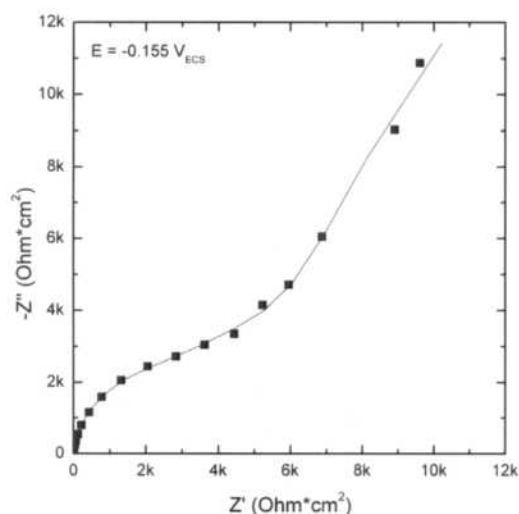


Figura 374: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22HS (MA), en HCl 1 mol/L a 30 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,155 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de tres constantes de tiempo.

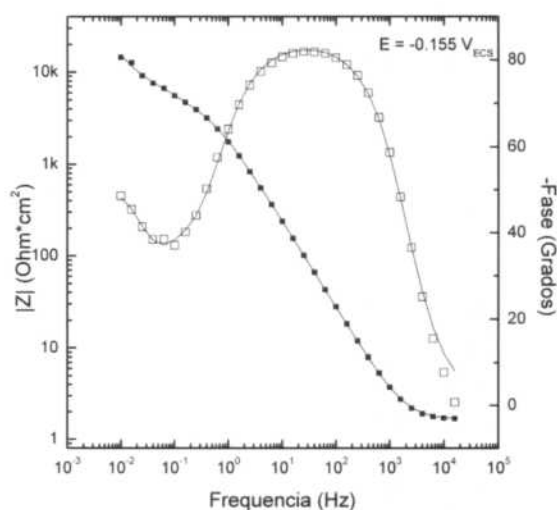


Figura 375: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22HS (MA), en HCl 1 mol/L a 30 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,155 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de tres constantes de tiempo.

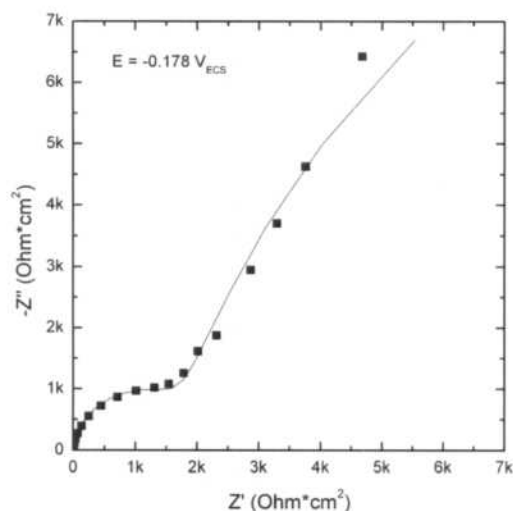


Figura 376: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22HS (MA), en HCl 1 mol/L a 40 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,178 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

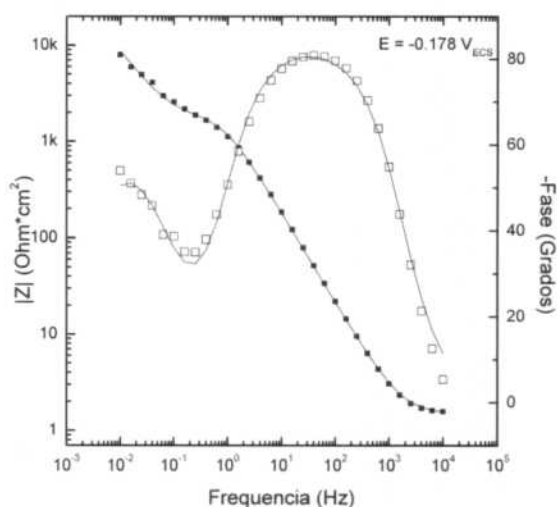


Figura 377: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22HS (MA), en HCl 1 mol/L a 40 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,178 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

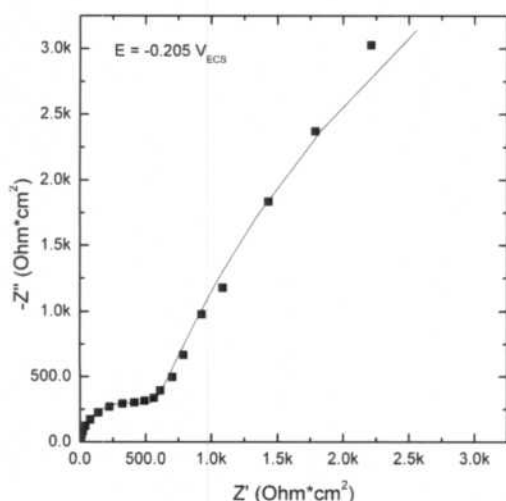


Figura 378: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22HS (MA), en HCl 1 mol/L a 50 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,205 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

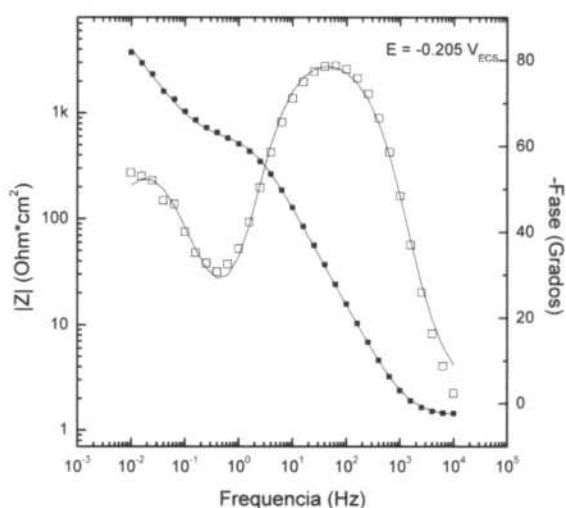


Figura 379: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22HS (MA), en HCl 1 mol/L a 50 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,205 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

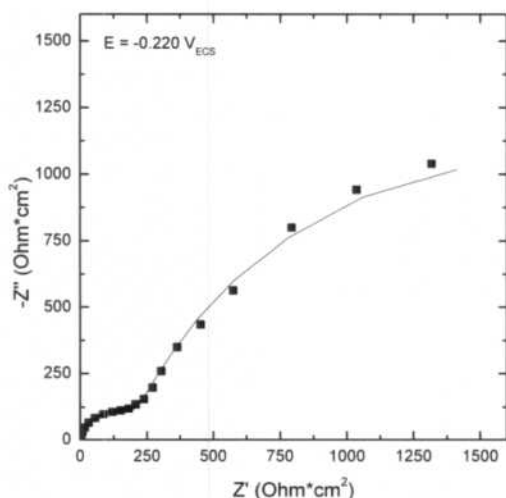


Figura 380: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22HS (MA), en HCl 1 mol/L a 60 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,220 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

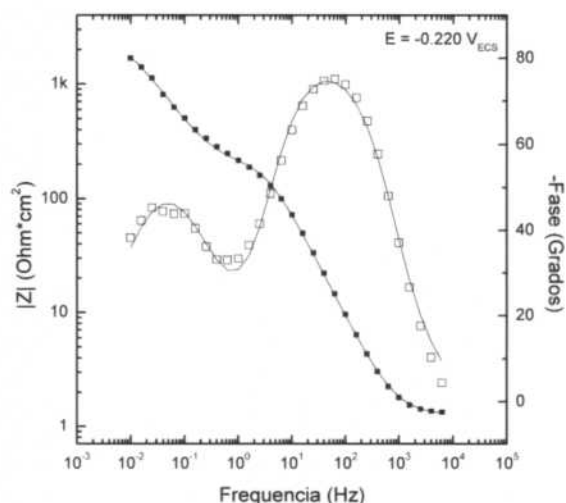


Figura 381: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22HS (MA), en HCl 1 mol/L a 60 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,220 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

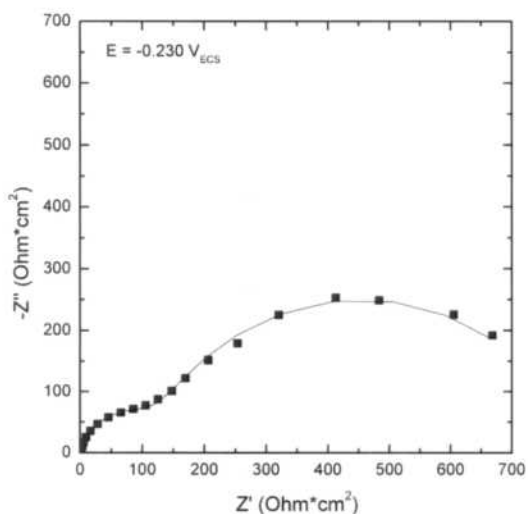


Figura 382: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22HS (MA), en HCl 1 mol/L a 70 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,230 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

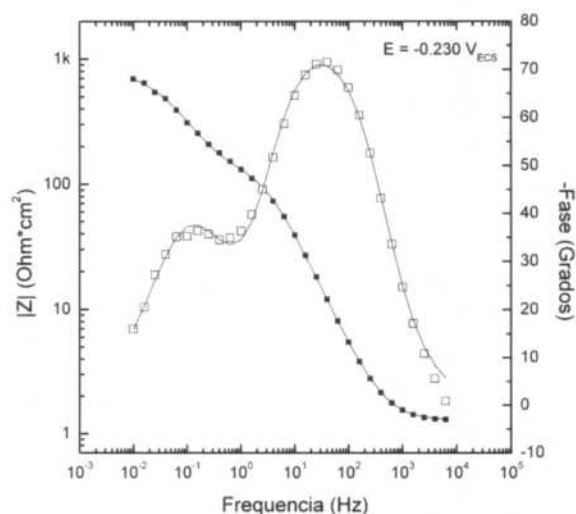


Figura 383: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22HS (MA), en HCl 1 mol/L a 70 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,230 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

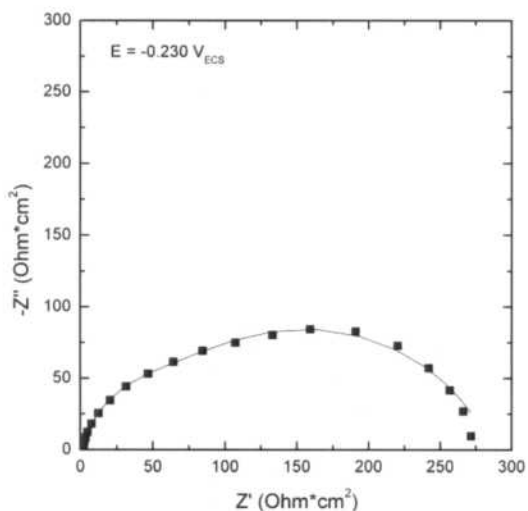


Figura 384: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22HS (MA), en HCl 1 mol/L a 80 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,230 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

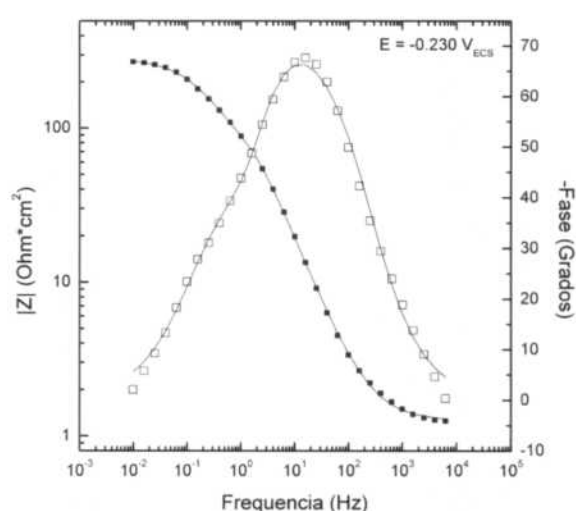


Figura 385: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22HS (MA), en HCl 1 mol/L a 80 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,230 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

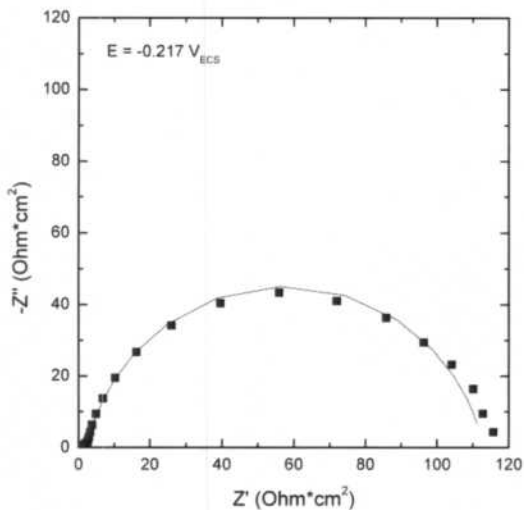


Figura 386: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22HS (MA), en HCl 1 mol/L a 90 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,217 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

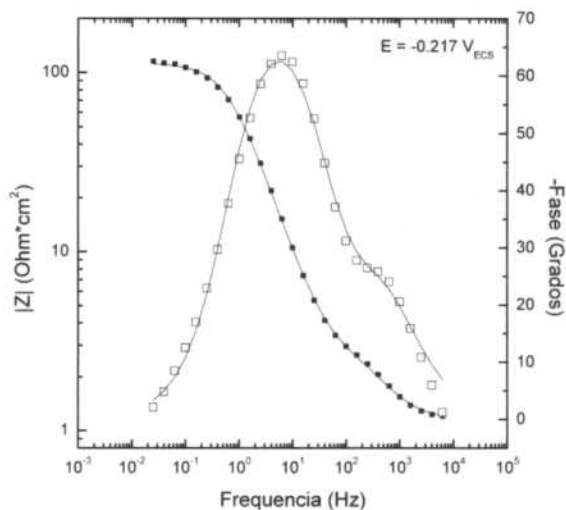


Figura 387: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22HS (MA), en HCl 1 mol/L a 90 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,217 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

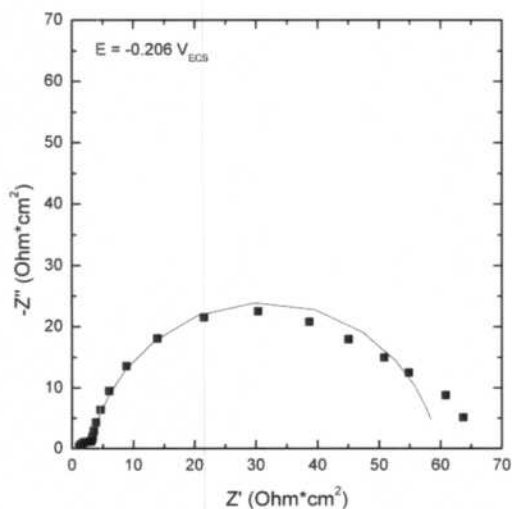


Figura 388: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22HS (MA), en HCl 1 mol/L a 100 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,206 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

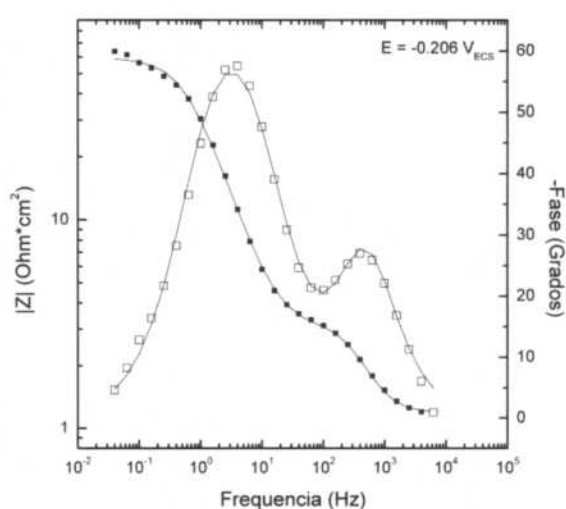


Figura 389: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22HS (MA), en HCl 1 mol/L a 100 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,206 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

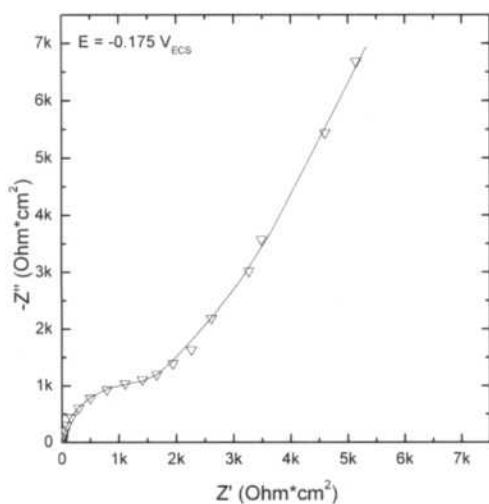


Figura 390: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22HS (MA), en HCl 3 mol/L a 30 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,175 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de tres constantes de tiempo.

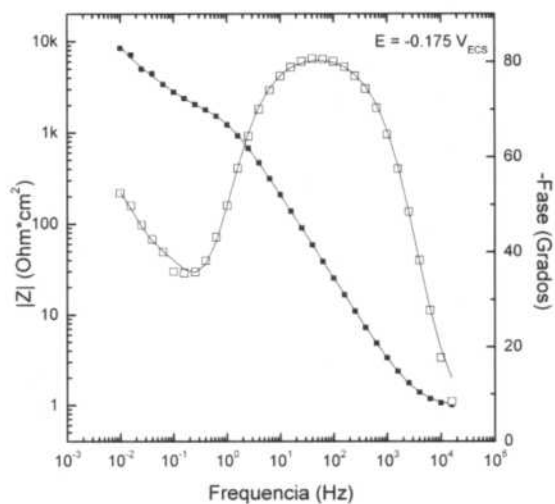


Figura 391: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22HS (MA), en HCl 3 mol/L a 30 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,175 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de tres constantes de tiempo.

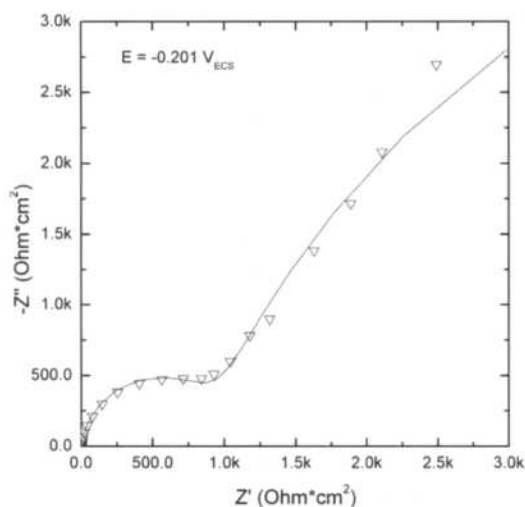


Figura 392: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22HS (MA), en HCl 3 mol/L a 40 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,201 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

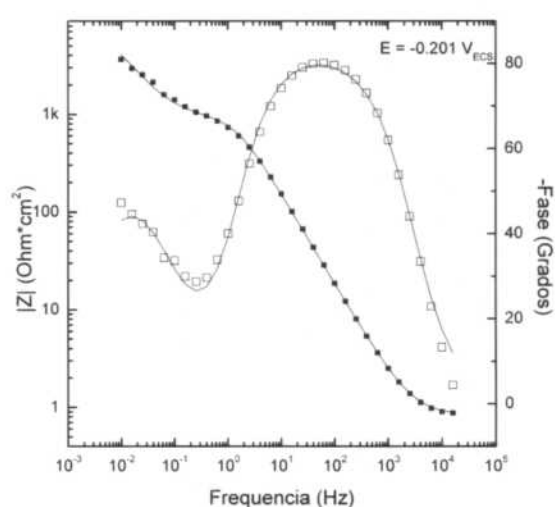


Figura 393: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22HS (MA), en HCl 3 mol/L a 40 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,201 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

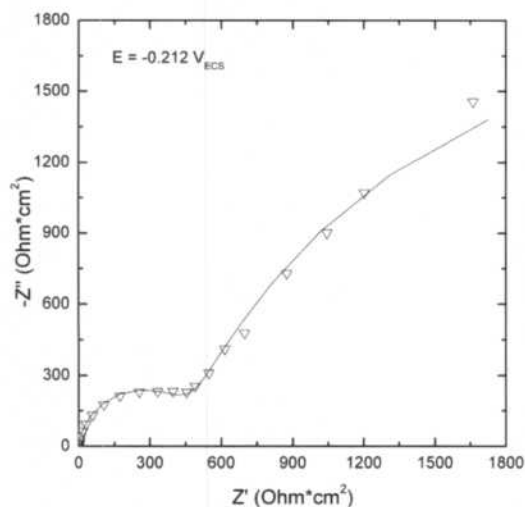


Figura 394: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22HS (MA), en HCl 3 mol/L a 50 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,212 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

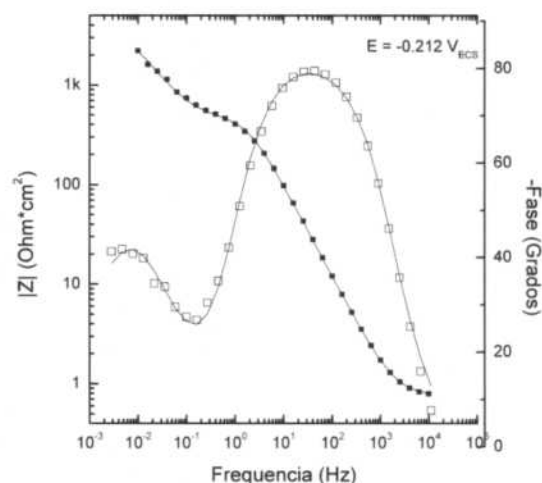


Figura 395: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22HS (MA), en HCl 3 mol/L a 50 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,212 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

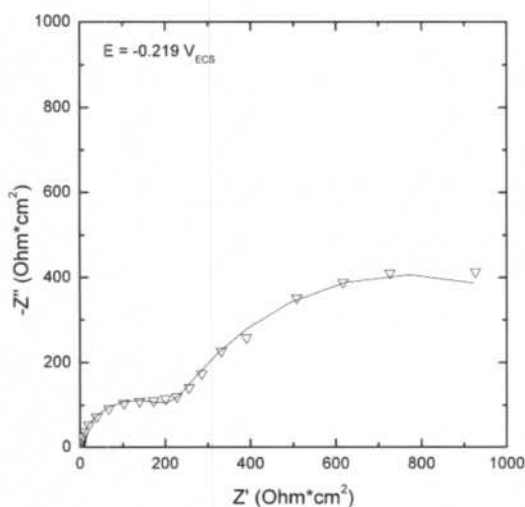


Figura 396: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22HS (MA), en HCl 3 mol/L a 60 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,219 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

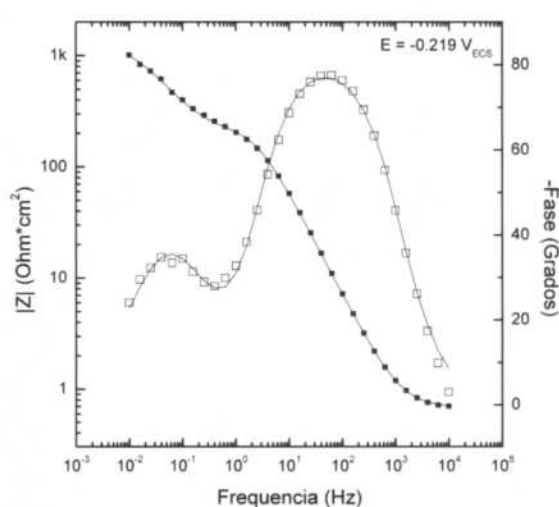


Figura 397: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22HS (MA), en HCl 3 mol/L a 60 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,219 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

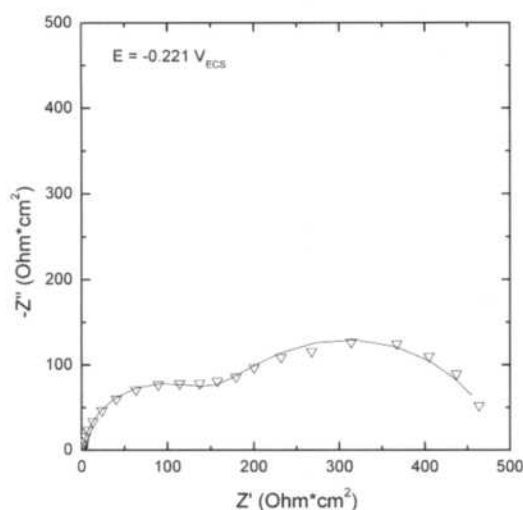


Figura 398: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22HS (MA), en HCl 3 mol/L a 70 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,221 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

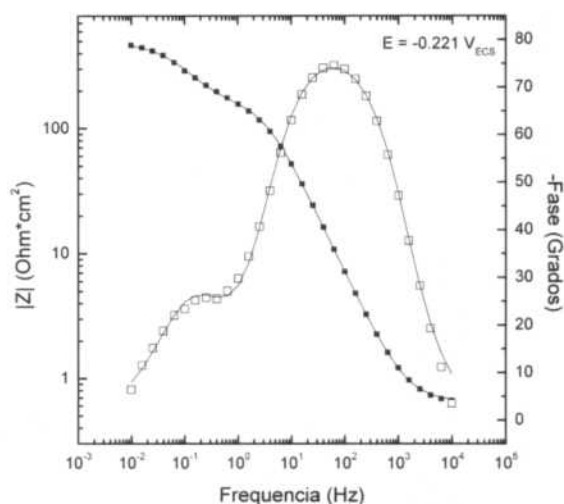


Figura 399: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22HS (MA), en HCl 3 mol/L a 70 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,221 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

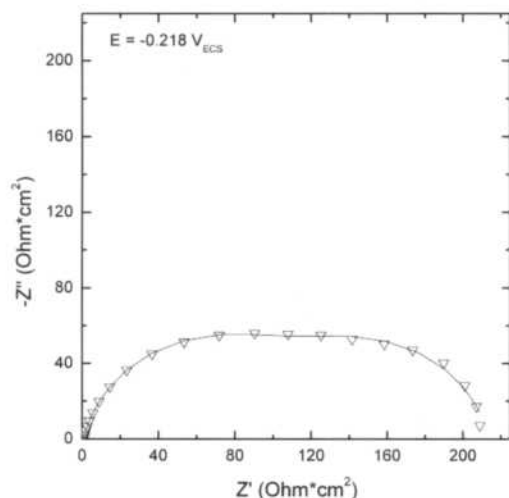


Figura 400: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22HS (MA), en HCl 3 mol/L a 80 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,218 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

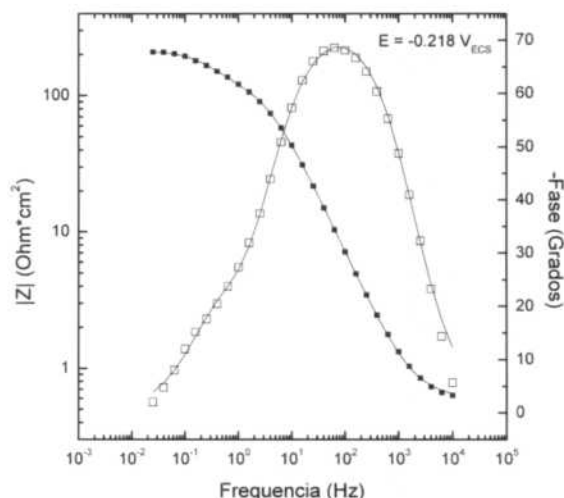


Figura 401: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22HS (MA), en HCl 3 mol/L a 80 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,218 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

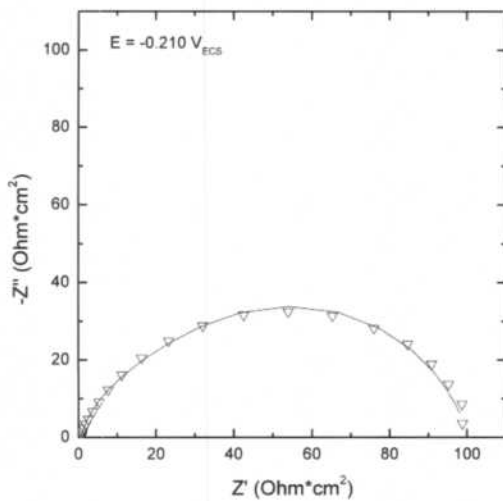


Figura 402: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22HS (MA), en HCl 3 mol/L a 90 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,210 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

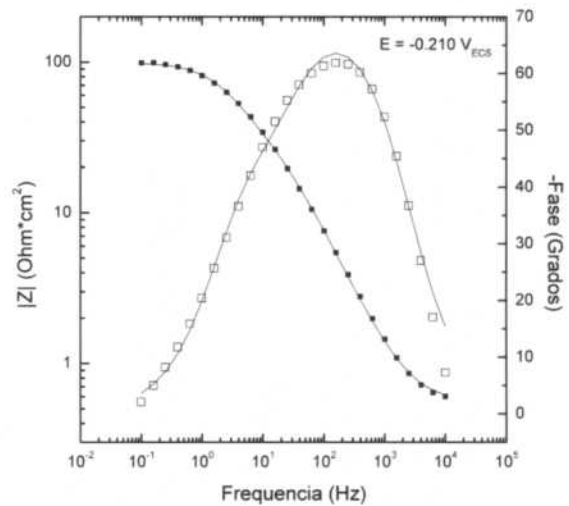


Figura 403: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22HS (MA), en HCl 3 mol/L a 90 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,210 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

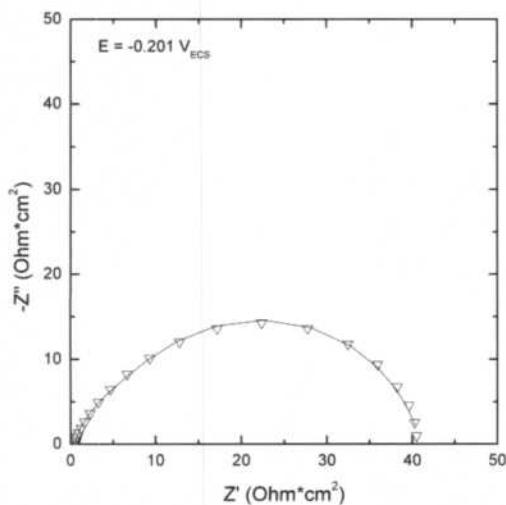


Figura 404: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22HS (MA), en HCl 3 mol/L a 100 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,201 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

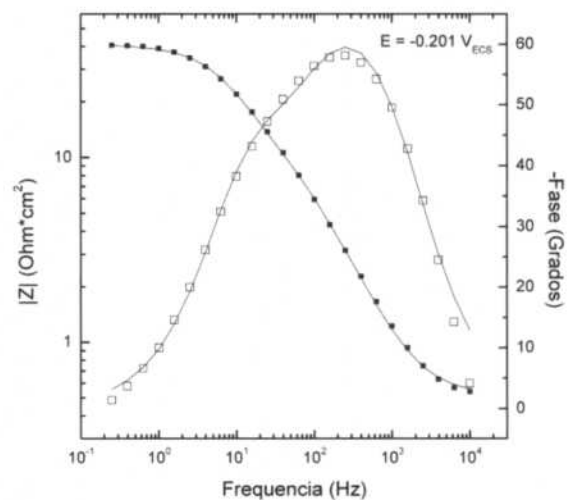


Figura 405: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación C-22HS (MA), en HCl 3 mol/L a 100 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,201 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

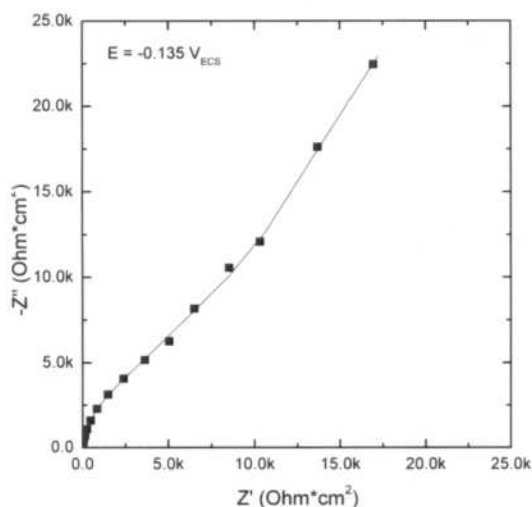


Figura 406: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación HYBRID-BC1 (MA), en HCl 1 mol/L a 30 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,135 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de tres constantes de tiempo.

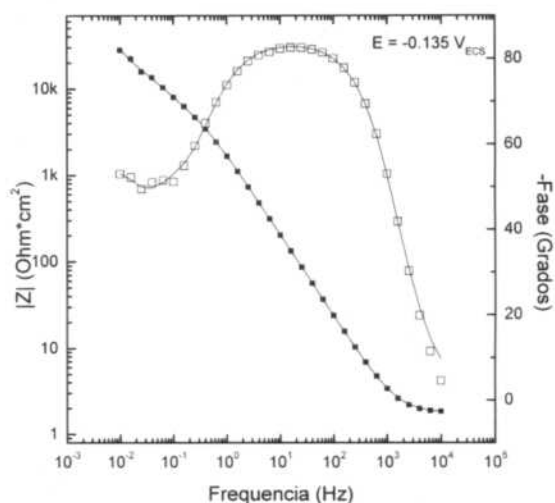


Figura 407: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación HYBRID-BC1 (MA), en HCl 1 mol/L a 30 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,135 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de tres constantes de tiempo.

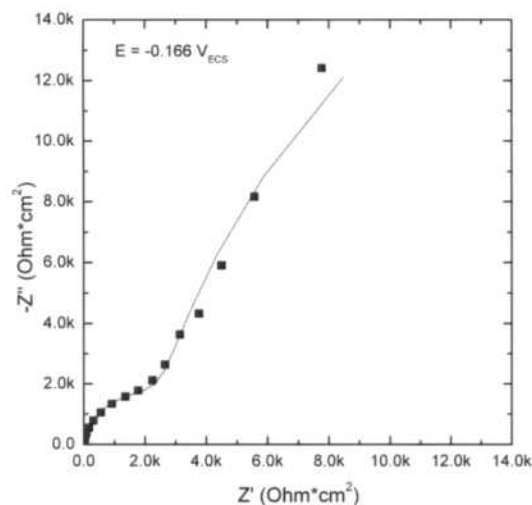


Figura 408: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación HYBRID-BC1 (MA), en HCl 1 mol/L a 40 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,166 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

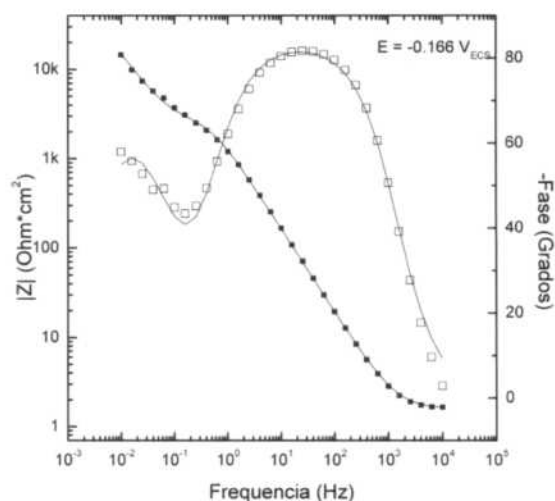


Figura 409: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación HYBRID-BC1 (MA), en HCl 1 mol/L a 40 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,166 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

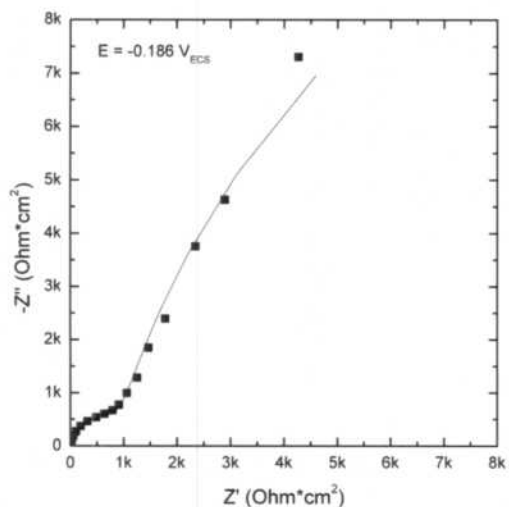


Figura 410: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación HYBRID-BC1 (MA), en HCl 1 mol/L a 50 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,186 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

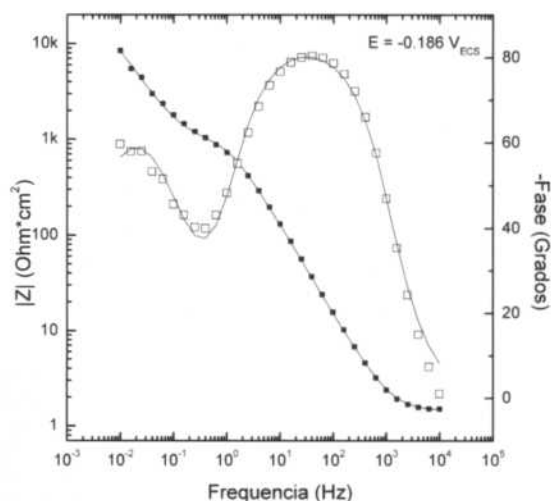


Figura 411: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación HYBRID-BC1 (MA), en HCl 1 mol/L a 50 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,186 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

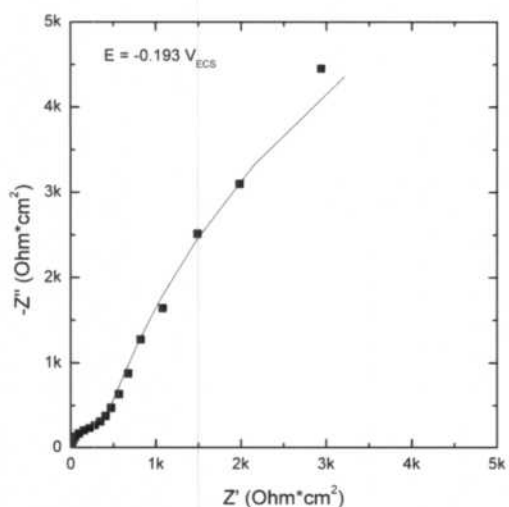


Figura 412: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación HYBRID-BC1 (MA), en HCl 1 mol/L a 60 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,193 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

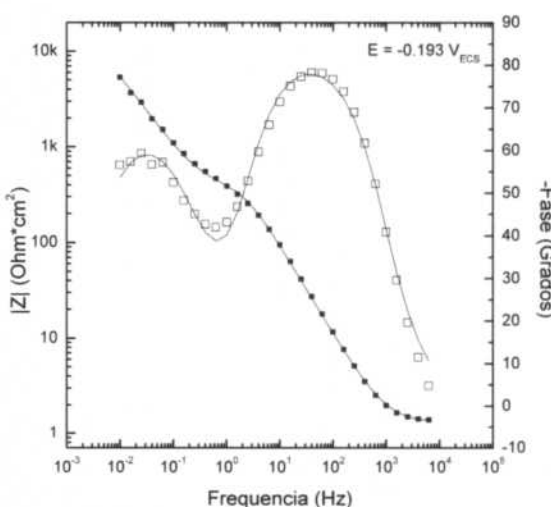


Figura 413: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación HYBRID-BC1 (MA), en HCl 1 mol/L a 60 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,193 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

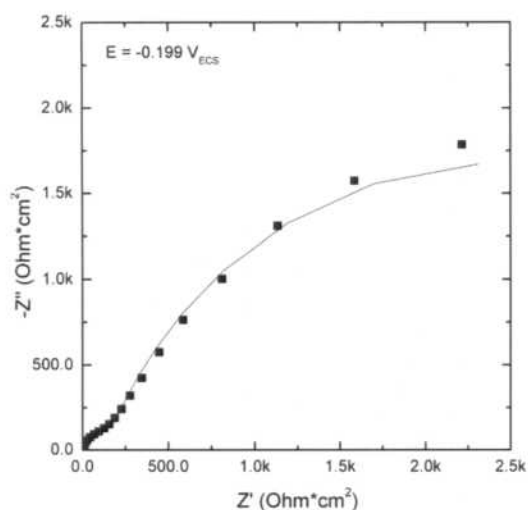


Figura 414: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación HYBRID-BC1 (MA), en HCl 1 mol/L a 70 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,199 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

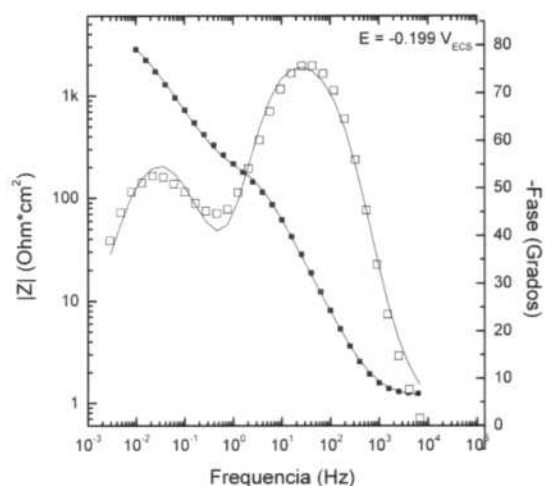


Figura 415: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación HYBRID-BC1 (MA), en HCl 1 mol/L a 70 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,199 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

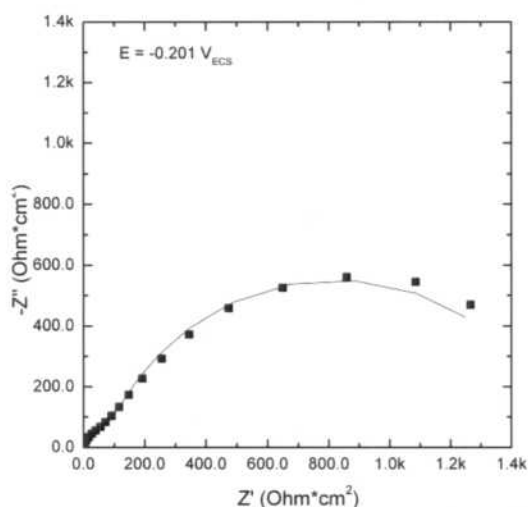


Figura 416: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación HYBRID-BC1 (MA), en HCl 1 mol/L a 80 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,201 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

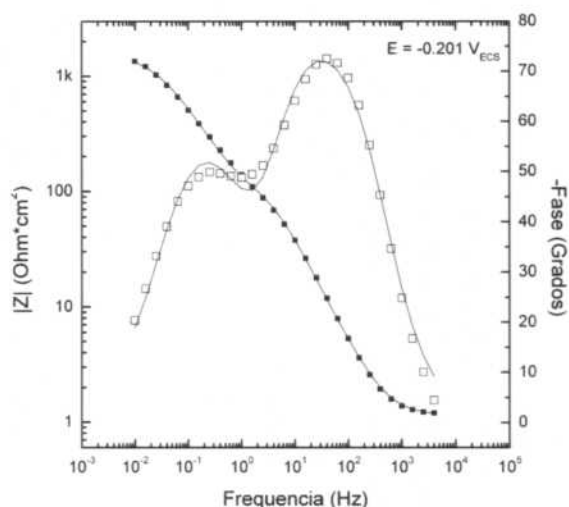


Figura 417: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación HYBRID-BC1 (MA), en HCl 1 mol/L a 80 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,201 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

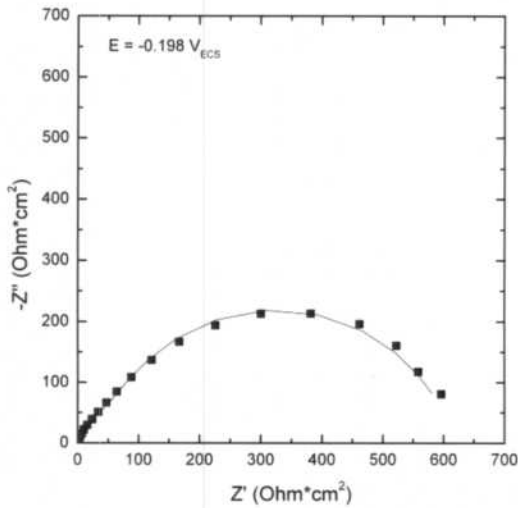


Figura 418: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación HYBRID-BC1 (MA), en HCl 1 mol/L a 90 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,198 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

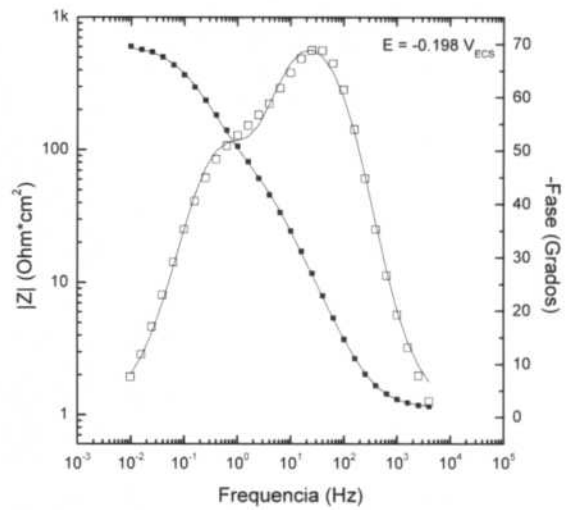


Figura 419: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación HYBRID-BC1 (MA), en HCl 1 mol/L a 90 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,198 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

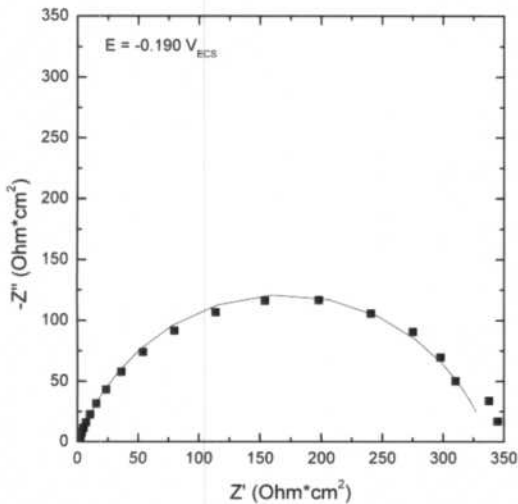


Figura 420: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación HYBRID-BC1 (MA), en HCl 1 mol/L a 100 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,190 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de una constante de tiempo.

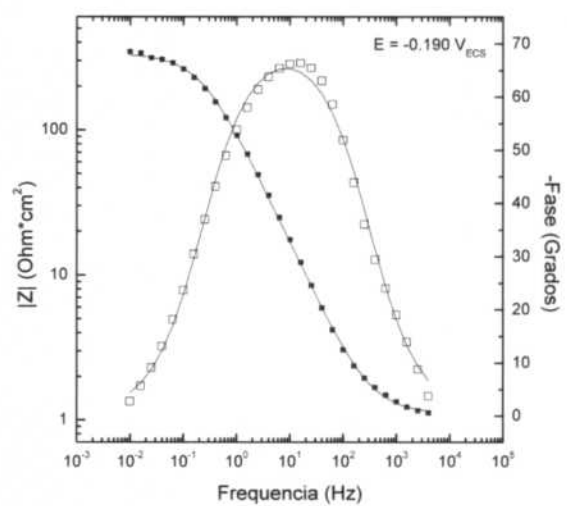


Figura 421: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación HYBRID-BC1 (MA), en HCl 1 mol/L a 100 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,190 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de una constante de tiempo.

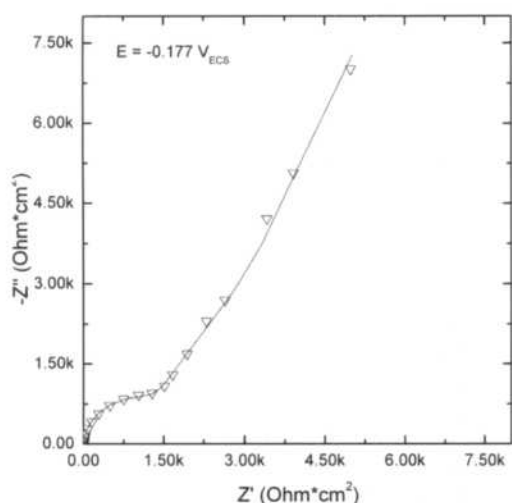


Figura 422: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación HYBRID-BC1 (MA), en HCl 3 mol/L a 30 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,177 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de tres constantes de tiempo.

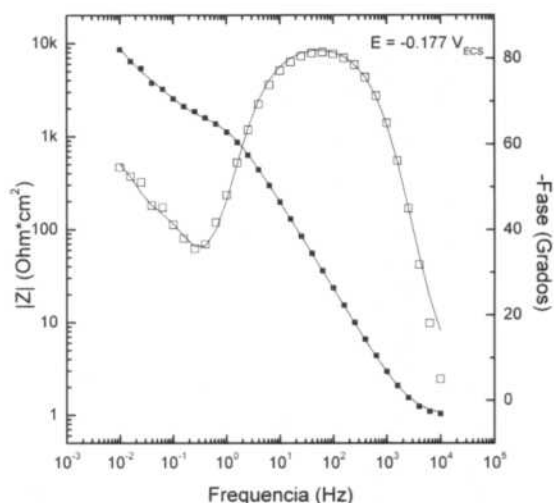


Figura 423: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación HYBRID-BC1 (MA), en HCl 3 mol/L a 30 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,177 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de tres constantes de tiempo.

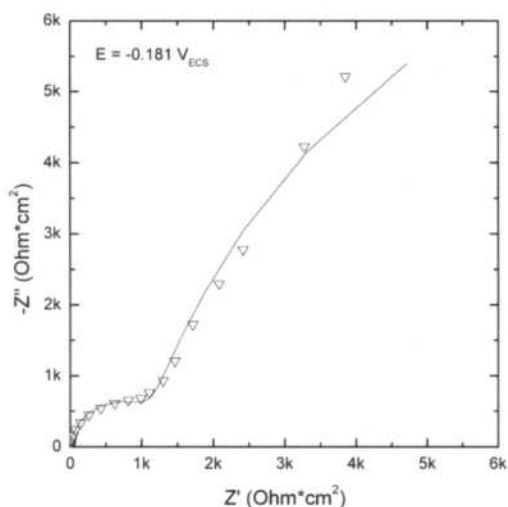


Figura 424: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación HYBRID-BC1 (MA), en HCl 3 mol/L a 40 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,181 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

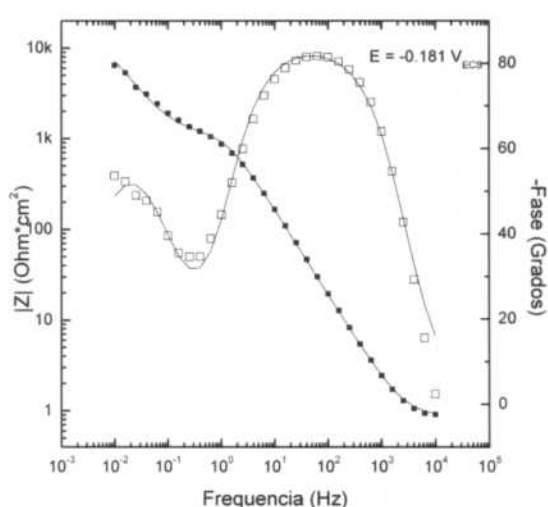


Figura 425: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación HYBRID-BC1 (MA), en HCl 3 mol/L a 40 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,181 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

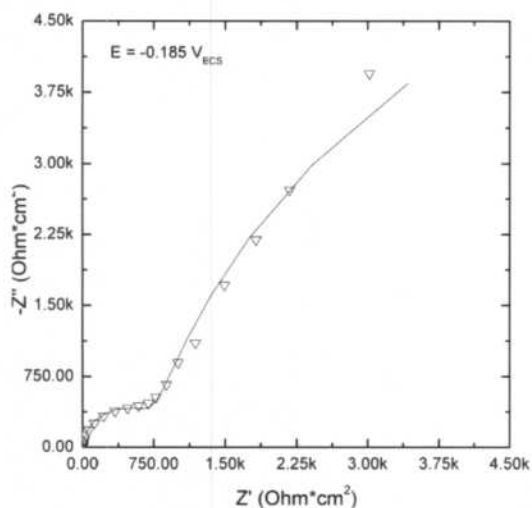


Figura 426: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación HYBRID-BC1 (MA), en HCl 3 mol/L a 50 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,185 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

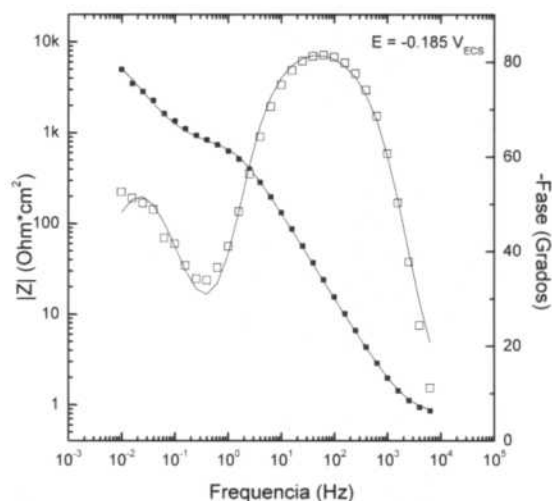


Figura 427: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación HYBRID-BC1 (MA), en HCl 3 mol/L a 50 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,185 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

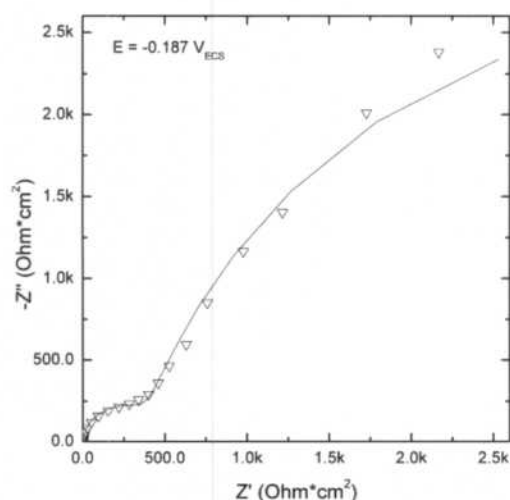


Figura 428: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación HYBRID-BC1 (MA), en HCl 3 mol/L a 60 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,187 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

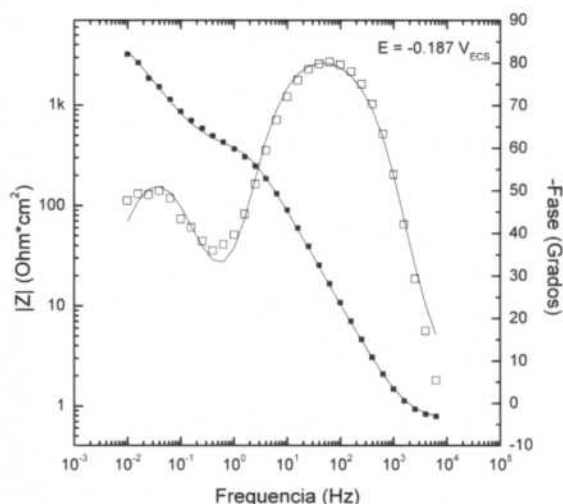


Figura 429: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación HYBRID-BC1 (MA), en HCl 3 mol/L a 60 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,187 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

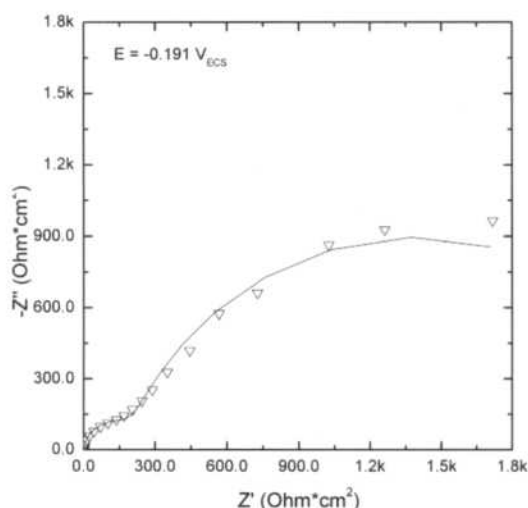


Figura 430: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación HYBRID-BC1 (MA), en HCl 3 mol/L a 70 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,191 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

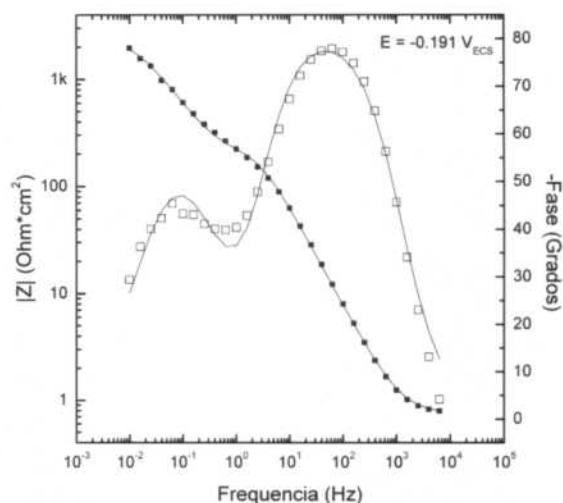


Figura 431: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación HYBRID-BC1 (MA), en HCl 3 mol/L a 70 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,191 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

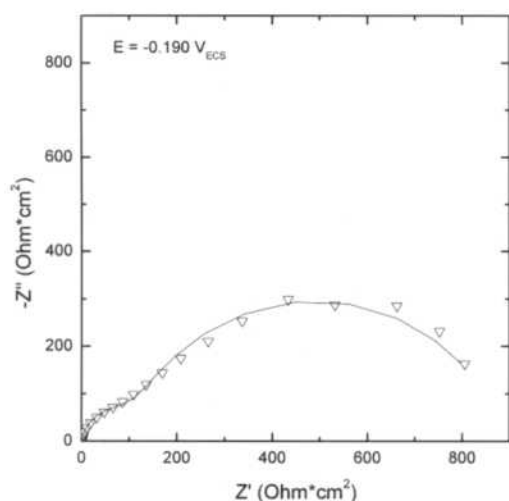


Figura 432: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación HYBRID-BC1 (MA), en HCl 3 mol/L a 80 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,190 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

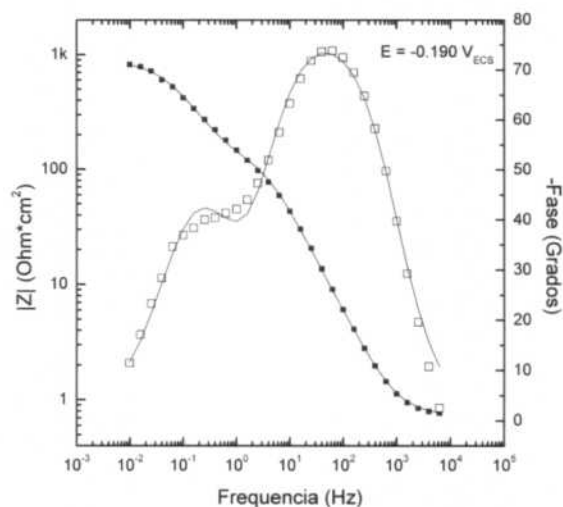


Figura 433: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación HYBRID-BC1 (MA), en HCl 3 mol/L a 80 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,190 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

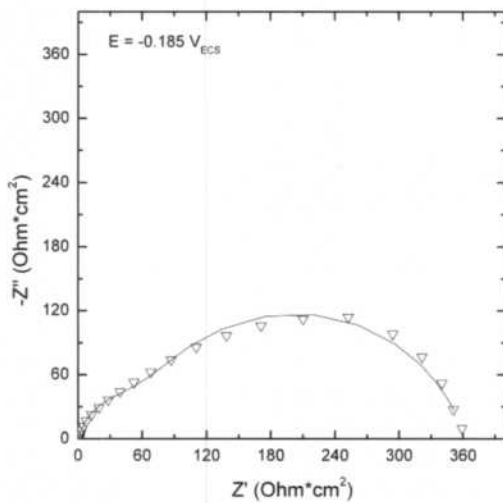


Figura 434: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación HYBRID-BC1 (MA), en HCl 3 mol/L a 90 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,185 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

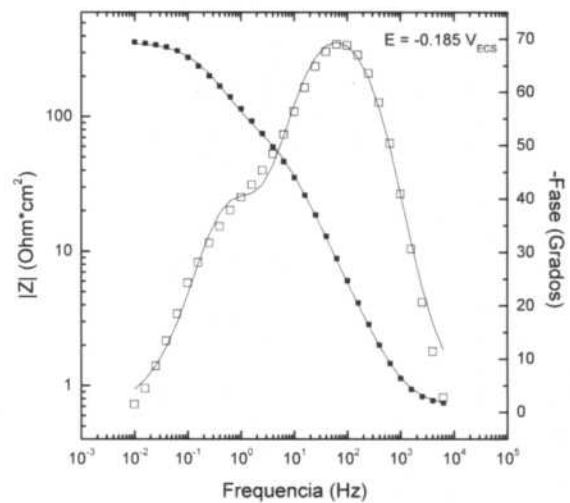


Figura 435: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación HYBRID-BC1 (MA), en HCl 3 mol/L a 90 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,185 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

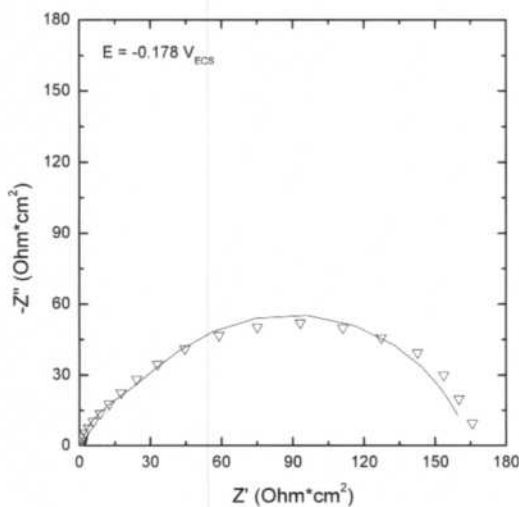


Figura 436: Diagrama de Nyquist correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación HYBRID-BC1 (MA), en HCl 3 mol/L a 100 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,178 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

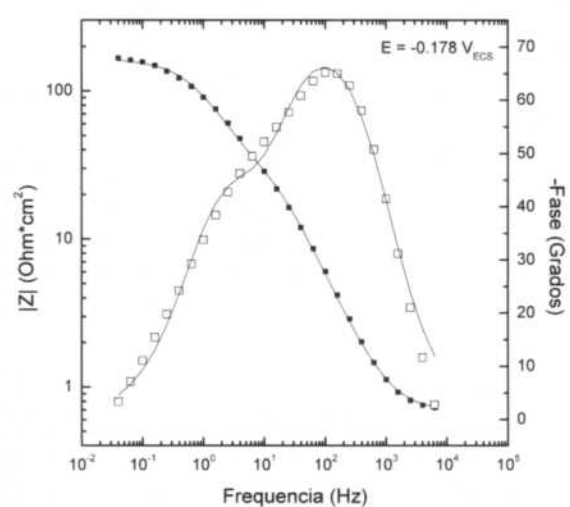


Figura 437: Diagrama de Bode correspondiente a una medición de EIS en una probeta PCA de aleación HYBRID-BC1 (MA), en HCl 3 mol/L a 100 °C. Medio desaireado. $E_{CORR} = -0,178 V_{ECS}$ Puntos: datos experimentales, Líneas: ajuste con circuito equivalente de dos constantes de tiempo.

