



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO
FACULTAD DE INGENIERÍA

**Elaboración de material didáctico para la
realización de un diagrama virtual Fe-C como
herramienta para la enseñanza de materiales
ferrosos.**

TESIS

Que para obtener el título de

Ingeniero Mecánico

P R E S E N T A

Daniel Sánchez Barrera

DIRECTOR(A) DE TESIS

Dra. Alba Covelo Villar



Ciudad Universitaria, Cd. Mx, 2022

Agradecimientos:

El alumno quiere agradecer al proyecto PAPIME(DGAPA) “Elaboración de un Atlas Metalográfico Virtual para Aleaciones de Acero” (PE108520) por los recursos facilitados para completar este trabajo.

El presente trabajo representa la consolidación de una de las etapas más importante de mi vida, siendo que el tiempo corre y no se recupera, este trabajo contiene dentro de si mucho más del tiempo en el que se llevó a cabo este documento, pues trae consigo todo lo aprendido a través de los años de estudio y esfuerzo, no solo mío, sino de todos aquellos que me acompañaron en el trayecto durante la universidad. Primero que nada, agradezco a mis padres quienes sacrificaron de si su vida a través de esfuerzo constante con la finalidad de brindarme la mejor educación y las herramientas que pudieron darme. A mi hermana quien siempre llena de cariño y amor me apoyo en situaciones difíciles dándome ánimos y aliento para seguir adelante. A mis amigos Eduardo, Fernando y Sergio, quienes desde principio a fin han compartido conmigo la trayectoria de convertirnos en ingenieros asi como de vivir una de las mejores etapas de la vida. A todos los profesores con los que tuve la fortuna de tomar clase, porque mucho de lo que sé y lo que soy es gracias a sus enseñanzas, a su dedicación constante y por transmitir ese valioso conocimiento tanto técnico como humano. Agradezco especialmente al Dr. Miguel Ángel Hernández Gallegos por compartir apasionadamente sus conocimientos en su área de especialidad pues gracias a su pasión e interés es que creció el mío por esta área de la ingeniería. Agradezco ampliamente su compromiso constante en esta época de la pandemia en la que vivimos pues estuvo al pendiente del desarrollo de mi trabajo proporcionándome todos los medios necesarios para poder concluirlo. Agradezco tambien a la Dr. Alba Covelo Villar por haberme brindado su confianza para realizar este proyecto en todas sus etapas, asi como su tiempo y dedicación estando pendiente de las actividades que realice a lo largo de estos meses de trabajo. Agradezco al Dr. Arturo Barba Pingarron, al Dr. Antonio Enrique Salas Reyes y al Dr. Carlos Alberto González Rodríguez, por aceptar participar como sinodales ya que significa mucho para mi concluir esta etapa bajo las observaciones y aportes de aquellos profesores a los que admiro por sus conocimientos, experiencia y calidad humana.

Finalmente, a todos aquellos que formaron parte de mi vida durante mi formación profesional, les dedico este trabajo. Gracias a todos ustedes soy quien soy y trabajaré duro para tener una vida de provecho y seguir mejorando como persona y como profesional.

“Por mi raza hablará el espíritu”.

Atte. Daniel Sanchez Barrera

Índice

RESUMEN	4
OBJETIVOS	6
CAPITULO 1: ANTECEDENTES.....	6
1.1 INTRODUCCIÓN AL HIERRO Y AL ACERO	6
1.2 SOLIDIFICACIÓN Y NUCLEACIÓN	9
1.3 TAMAÑO DE GRANO Y SU MEDICIÓN	10
1.4 CONFORMADO DE LAS ALEACIONES.....	12
1.5 SISTEMA HIERRO CARBONO	14
1.6 TRATAMIENTOS TÉRMICOS.....	25
1.7 DIAGRAMAS DE TRANSFORMACIÓN ISOTÉRMICA.....	26
1.8 CORROSIÓN DE METALES	29
1.9 TÉCNICAS ELECTROQUÍMICAS.....	35
1.9.1 Ruido electroquímico	35
1.9.2 Espectroscopia de Impedancia Electroquímica.....	35
CAPITULO 2: DESARROLLO EXPERIMENTAL	38
2.1 OBTENCIÓN METALGRÁFICA Y TAMAÑO DE GRANO.....	38
2.2 TRATAMIENTOS TÉRMICOS.....	39
2.3 MICRO DUREZA	39
2.4 GRAVIMETRÍA.....	40
2.4 IMPEDANCIA Y RUIDO ELECTROQUÍMICOS.....	41
CAPITULO 3: ANÁLISIS DE RESULTADOS	44
3.1 ANÁLISIS MICROESTRUCTURAL Y TAMAÑO DE GRANO	44
3.1.1 Eutectoide normalizado.....	44
3.1.2 Eutectoide recocido.	45
3.1.3 Eutectoide temple.....	46
3.1.4 Eutéctico normalizado.	48
3.1.5 Eutéctico recocido.....	50
3.1.6 Eutéctico temple.....	51
3.1.7 Fundición gris.....	53
3.1.8 Fundición vermicular	56
3.1.9 Fundición nodular	59
3.2 RESULTADOS DE MICRO DUREZA.....	61
3.2.1 Eutectoide normalizado.....	61
3.2.2 Eutectoide recocido	62
3.2.3 Eutectoide temple.....	63
3.2.4 Eutéctico normalizado.	64
3.2.5 Eutéctico recocido.....	66
3.2.6 Eutéctico temple	67
3.2.7 Fundición gris.....	68
3.2.8 Fundición vermicular	71
3.2.9 Fundición nodular	72
3.3 RESULTADOS DE GRAVIMETRÍA.	74

3.4 RESULTADOS ELECTROQUÍMICOS.....	75
3.4.1 Eutectoide normalizado.....	75
3.4.2 Eutectoide recocido.....	82
3.4.3 Eutectoide temple.....	87
3.4.4 Eutéctico normalizado.....	94
3.3.5 Eutéctico recocido.....	100
3.3.6 Eutéctico temple.....	106
3.3.7 Fundición gris.....	113
3.3.8 Fundición vermicular.....	125
3.3.9 Fundición nodular.....	131
CAPITULO 4: CONCLUSIONES.....	137
4.1 MICROESTRUCTURA Y TAMAÑO DE GRANO:.....	137
4.2 MICRO DUREZAS:.....	138
4.3 GRAVIMETRÍA:.....	138
4.5 TÉCNICAS ELECTROQUÍMICAS:.....	139
BIBLIOGRAFÍA	140
ANEXO A - ELABORACIÓN DEL ATLAS METALOGRAFICO.....	142

Resumen

EL 2020 fue un año que marcó a la humanidad en muchos aspectos debido al inicio y desarrollo de la pandemia originada por el virus SARS-CoV. La pandemia de COVID-19 ha puesto en evidencia la fragilidad del estilo de vida actual en muchos aspectos, puesto que la enfermedad que inicialmente dañó al ser humano fue convirtiéndose en una gran bola de nieve que afectó y sigue afectando a muchos sectores de la sociedad; siendo el más evidente el de salud seguido del económico, político, social y educativo.

Históricamente, la forma del aprendizaje se ha llevado a cabo según el modelo tradicional dentro de las escuelas y colegios de todo el mundo. Donde las aulas, pizarrones, bancas y cuadernos, así como los pasillos llenos de alumnos, han sido parte fundamental del aprendizaje, constituyendo el pilar de la formación profesional de miles de millones de personas en el mundo. Sin embargo, debido a la emergencia sanitaria que actualmente estamos sufriendo, se ha generado un cambio en la forma en la que se venía impartiendo la educación; de tal manera que las escuelas, aulas y auditorios, que habían sido el baluarte de la educación en el mundo tradicional, se han tenido que sustituir por otros medios no presenciales de educación para con ello lograr controlar la oleada de contagios.

Gracias al avance tecnológico que se ha ido desarrollando por el ser humano casi de manera exponencial desde el siglo XX, se ha generado una gran infraestructura tecnológica que ha ido creciendo cada vez más con la intención de mantener a la gente conectada. Estas herramientas tecnológicas se desarrollaron inicialmente con fines sociales; sin embargo, dada la situación sanitaria actual, se han aprovechado para diferentes propósitos, ayudando a mantener a flote diversos sectores socioeconómicos, entre los que destaca la educación. Además, la presencia cotidiana de diversos dispositivos electrónicos como los smartphones, tabletas y computadoras personales han permitido que la comunicación entre los profesores y los alumnos se haya mantenido a pesar de la pandemia. Por otra parte, también ha sido fundamentalmente la presencia de diferentes soportes como Zoom, Google meet, o Microsoft Teams, entre otros. Así como el empleo de distintas páginas webs, el correo electrónico y distintas aplicaciones. Todo este conjunto de herramientas ha constituido la base para el desarrollo de este “nuevo” modelo educativo a distancia que permite, continuar con la formación del alumnado en todos los niveles educativos. Sin embargo, a veces no existen los recursos educativos específicos o los hay que necesitan una revisión y/o actualización, para mejorar la calidad de su contenido y así ayudar al aprendizaje. Por otra parte, a pesar de todos los inconvenientes que se han logrado solventar, la sección práctica de la formación, que algunas licenciaturas introducen en su plan de estudios para apoyar el aprendizaje teórico, todavía sigue siendo la parte más difícil de incluir en este nuevo modelo de formación a distancia. Medianamente la sección experimental se hace uso de diversos laboratorios para el desarrollo de experimentos específicos con el fin de complementar la formación profesional del alumnado. De esta forma se consigue la capacitación de los estudiantes tanto en el uso de equipos como en el de metodologías y/o normas de operación. Además, se consigue profundizar en los conocimientos teóricos manejados en la asignatura. Lamentablemente, este tipo de formación práctica todavía no se ha podido incluir de manera eficiente en el nuevo sistema de educación a distancia. En la actualidad, existen disponibles diversos videos o materiales de apoyo (simulaciones, aplicaciones) que ilustran esta parte práctica, pero solo se pueden emplear como material de apoyo debido a que estos recursos educativos nunca fueron diseñados para su empleo como sustituto de la formación práctica de las distintas carreras.

Es por eso, que con esta tesis se van a generar los recursos educativos necesarios para elaborar una herramienta virtual, propia de la facultad de ingeniería de la UNAM y de libre acceso, que permita el estudio y consulta de la microestructura de los aceros y fundiciones más importantes desde el punto de vista ingenieril. De esta forma se va a completar la formación práctica correspondiente al área de la metalografía de los alumnos de la facultad de ingeniería, principalmente.

Concretamente, en esta tesis de licenciatura se busca ayudar en el desarrollo de una herramienta virtual que tiene como propósito ayudar a estudiantes y profesores del área de la ciencia de materiales, así como cualquier persona con interés en profundizar sobre el tema. Brindando un diagrama de fases Fe:C interactivo, en el cual distintos aceros y fundiciones puedan ser consultadas con información relativa a sus características y propiedades más importantes. Teniendo en cuenta lo anteriormente mencionado, este proyecto se divide en dos partes; en la primera se hará la recopilación de información y en la segunda se realizará el desarrollo del recurso virtual educativo.

El trabajo aquí descrito, se encargará de la primera parte, recopilando la información requerida para la herramienta virtual en cuatro capítulos. En el primer capítulo se realizará un resumen de las bases teóricas de la metalurgia así como una introducción a las principales aleaciones (aceros y fundiciones), desde el punto de vista ingenieril, del diagrama hierro carbono.

En el segundo capítulo se presentará el desarrollo experimental; en el cual se seleccionarán distintas aleaciones del diagrama hierro-carbono para recopilar la información requerida para la realización del recurso virtual. En este punto se realizarán las metalografías de las aleaciones seleccionadas, así como distintos ensayos de caracterización; entrando a detalle en el uso de equipos y características generales de cada una de las probetas de estudio. Concretamente, se realizarán pruebas de dureza, micro dureza y pruebas de corrosión. Además, también se analizará el efecto que el cambio de la microestructura produce sobre las distintas propiedades estudiadas; es por eso por lo que a su vez se realizarán distintos tratamientos térmicos (recocido y temple) y se evaluarán cambios en la microestructura y en las propiedades antes mencionadas.

En el capítulo tres se presentará tanto la descripción como el análisis de los resultados obtenidos tras la caracterización de las aleaciones de acero desarrolladas en el capítulo dos. Finalmente, en el capítulo cuatro se realizará la recopilación de las conclusiones obtenidas en función del análisis de resultados.

Objetivos

Elaborar un diagrama virtual que permita conocer a detalle las propiedades de los materiales ferrosos en función del porcentaje de carbono y su microestructura. Este diagrama podrá usarse como herramienta auxiliar en la enseñanza del acero y sus aleaciones a alumnos de ingeniería. La elaboración de este material comprenderá dos etapas. Una primera etapa donde se realizará la preparación y caracterización experimental de distintas aleaciones del sistema Fe-C, y una segunda donde se brindará ayuda en el desarrollo de una página Web interactiva en donde se resuman las principales propiedades de los materiales ferrosos (aceros y fundiciones).

CAPITULO 1: Antecedentes

("If Know your Enemy is prudent counsel for the soldier, then equally so must be Know your Materials for the engineer") (1).

1.1 Introducción al hierro y al acero

El uso de los materiales no es una práctica actual, ya que desde el comienzo de la existencia del ser humano se han utilizado como herramientas. Los procesos de fabricación de utensilios datan del periodo neolítico que comprende alrededor de 8000-3000 a.C.; siendo la metalurgia una de las actividades que comenzó en aquel momento en lugares como Mesopotamia y parte del mediterráneo. Posteriormente, se extendió a los demás continentes y principalmente se basó en el proceso de fundición de materiales como el cobre, la plata y el estaño, dando paso a la conocida edad de Bronce (3500-1500 a.C.). El empleo generalizado del Hierro tomó lugar en el último periodo de la prehistoria y se comenzó a utilizar debido a su gran abundancia, a pesar de que es necesaria una mayor temperatura para el proceso de fundición. Este, al ser un material mucho más versátil que los primeros metales se comenzó a utilizar como sustituto del bronce dando paso a la edad de hierro (1000 a.C.). (2) Desde entonces el estudio de este material ha ido creciendo ya que su demanda ha ido aumentando de forma significativa con el paso de los siglos.

En la actualidad, sigue siendo muy relevante el empleo del hierro y el acero; concretamente, supone el noventa por ciento de la producción de materiales metálicos a nivel mundial (3). Su producción es tan importante, que en Estados Unidos se fabrica más hierro que aluminio y cobre (40 y 65 veces mayor, respectivamente) (3). Esta importancia se acentúa con el hecho de que el hierro es uno de los materiales más abundantes en la corteza terrestre, el contenido de hierro en la corteza terrestre es alrededor del 6% y conforma en un 70% el núcleo de la tierra. Este elemento, está clasificado como un elemento químico en la tabla periódica tomando el puesto 26 en relación con su número atómico. En la naturaleza normalmente se encuentra en estado de mena junto con distintos minerales. Para el empleo de estas menas como materia prima para la obtención del hierro, se tiene que cumplir que sean muy abundantes o presentar una elevada concentración de hierro; siendo las más utilizadas, la hematita (Fe_2O_3), magnetita (Fe_3O_4), limonita ($\text{FeO}(\text{OH}) \cdot n\text{H}_2\text{O}$) y la siderita o carbonato de hierro (FeCO_3). Estos minerales se trabajan posteriormente a su extracción, mediante distintos procesos como triturado, separación por magnetismo y peletizado. Tras

esta preparación, se llevan al alto horno, donde tras un proceso controlado de fundición se obtiene el elemento reducido con las características finales.

Dentro del procesamiento en el denominado alto horno, se utiliza el coque el cual es un combustible obtenido de la calcinación de carbón mineral en ausencia de aire que aporta un gran poder calorífico. Como resultado de la mezcla entre el hierro y la cantidad de carbono correspondiente, durante el proceso de fundición, se obtienen distintos tipos de aleaciones. Siendo la clasificación más utilizada la siguiente: acero dulce (bajo contenido en carbono), acero (contenido medio) y fundiciones (contenido más elevado).

Las características de las aleaciones ferrosas surgen a partir de su tipo de enlace y de su disposición espacial. El **enlace metálico** es un enlace de tipo fuerte, considerado deslocalizado (a diferencia del enlace iónico y covalente) que responde al modelo de nube de electrones, Fig. 1. A diferencia de lo que ocurre en los enlaces iónicos no hay suficientes iones cargados opuestamente; mientras que, si se compara con el enlace covalente, no hay suficientes electrones de valencia. Esto provoca que para su formación se requiera de más de dos átomos que compartan electrones que puedan moverse libremente de átomo a átomo. Este tipo de enlace es característico de todos los metales, de ahí el nombre. La libertad de electrones y la energía de enlace característica (menor que la de los enlaces iónicos y covalentes) es la causa principal por la que los metales tienen propiedades características como buena conducción (tanto del calor como del flujo de corriente), buena resistencia mecánica, alta densidad, ductilidad y maleabilidad... entre otras que más adelante se mencionaran a detalle.

Además del tipo de enlace, la forma en que los átomos se ordenan en el espacio también es determinante a la hora de definir las propiedades de los distintos materiales ingenieriles. Para el caso de los materiales metálicos y sus aleaciones, los átomos se disponen de una manera ordenada en estado sólido a lo largo y ancho de todo el material (ordenamiento de largo alcance). Estas estructuras ordenadas reciben el nombre de estructuras cristalinas.

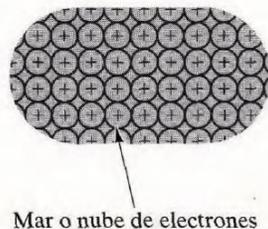


Fig. 1 Esquema del modelo de Nube de electrones que describe el enlace metálico

Las distintas estructuras cristalinas están representadas por la celda unitaria respectiva; que contiene los parámetros de red que describen la longitud e inclinación de sus aristas. Además de la geometría, es importante conocer cómo se acomodan los átomos dentro de la celda unitaria. En el caso de los metales las geometrías más comunes a la hora de presentarse en estado sólido son la cúbica y la hexagonal. Concretamente, los metales suelen cristalizar en las formas; cúbica centrada en el cuerpo, que normalmente se le conoce como **BCC** por sus siglas en inglés (**Body Cubic Center**), la estructura cúbica centrada en las caras **FCC** por sus siglas en inglés (**Face Cubic Center**) y la hexagonal compacta **HCP** por sus siglas en inglés (**Hexagonal Closed Packed**).

El hierro en particular tiene la capacidad de presentar más de un tipo de estructura a esto se le llama **polimorfismo** y si además el cambio se produce en el elemento puro, se le conoce como **alotropía**.

Los alótropos del hierro se conocen como **ferrita o hierro α** que presenta una estructura BCC, la **austenita o hierro γ** con una estructura FCC y la **ferrita delta** también BCC. La red cristalina BCC Fig. 2 se caracteriza por contener 8 átomos ubicados en cada vértice y uno en el centro. El apilamiento de las estructuras en estado sólido hace necesario que se compartan los átomos de los vértices entre varias celdas unitarias; por lo que lo que dentro de una sola estructura se tienen solo 2 átomos totales.

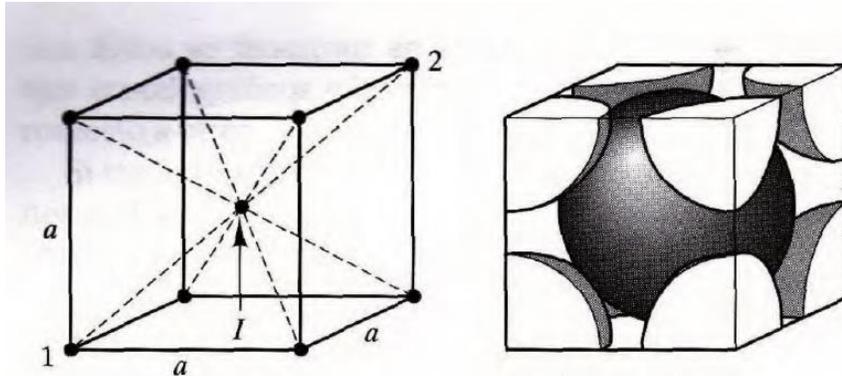


Fig. 2 Estructura B.C.C (4)

Por su parte la red cristalina F.C.C Fig. 3 comparte con las celdas unitarias vecinas los 8 átomos dispuestos en cada vértice y los 6 átomos en cada cara; por lo que dicha celda tiene 4 átomos totales. Esto hace que dicha estructura cristalina presente la mayor densidad de entre todos los sistemas.

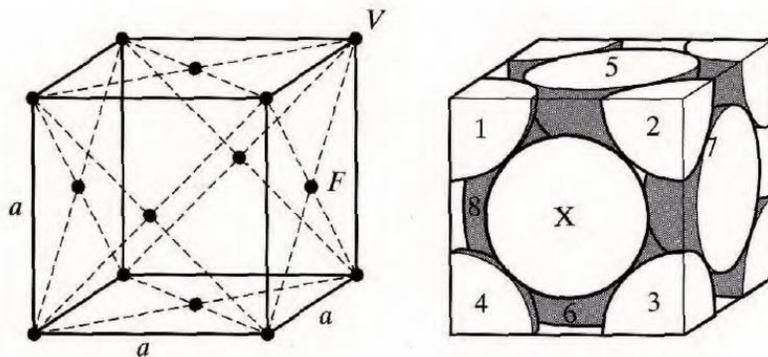


Fig. 3 Estructura F.C.C (5).

1.2 Solidificación y nucleación

Para que los metales se formen debe existir un proceso de solidificación, en el cual los átomos del metal se acomodan de manera ordenada, formando los sistemas y redes tridimensionales anteriormente mencionados (celdas unitarias). Este fenómeno consta de dos etapas:

- Formación de núcleos
- Crecimiento del cristal

La formación de núcleos está relacionada con la aparición de los primeros cristales en el proceso de enfriamiento. Esto sucede al enfriarse el material fundido cuando la energía cinética de los átomos en el estado líquido y en estados sólido se igualan; a esta temperatura se la conoce como **temperatura de congelación**. Sin embargo, cuando un sistema cambia de estado, se produce un intercambio de energía con el medio sin que cambie la temperatura del material. Dicha energía se conoce como **calor latente de fusión** y normalmente es insuficiente para crear núcleos cristalinos estables. Es aquí donde la presencia de impurezas en el material entra en juego, ayudando a reducir la energía necesaria para la creación de núcleos estables y reducir el efecto de subenfriamiento. Cuando la nucleación se produce por sí misma, se le conoce como nucleación homogénea; mientras que, si se produce por ayuda de impurezas, se le llama nucleación heterogénea. En la Fig. 4 se representa la curva de enfriamiento de un sistema en el que produce el efecto de subenfriamiento.

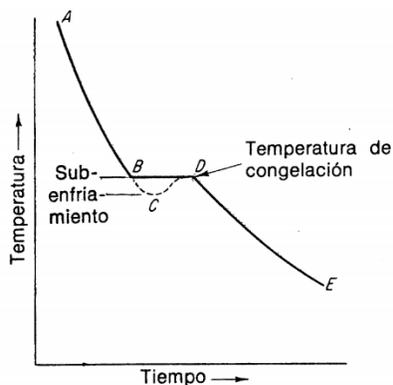


Fig. 4 Curva de enfriamiento ideal vs subenfriamiento (4)

A partir de la aparición de los primeros núcleos cristalinos, los átomos que se enfrían comienzan a formar parte de estos cristales o también pueden formar parte de nuevos núcleos cristalinos. Los átomos que se unen a los núcleos permiten hacer crecer la red tridimensional del cristal formando típicamente una figura característica con apariencia ramificada la cual es comúnmente llamada **Dendrita**. Estas dendritas se desarrollan en todo el material solidificado lo cual lleva a que las ramificaciones choquen una contra la otra generando regiones irregulares que impiden la formación ordenada de los cristales. Las zonas ordenadas se le conoce comúnmente como **grano** y al área irregular que las separa como **frontera de grano**. Los granos se caracterizan por aunar regiones con la misma composición y propiedades. Mientras que la frontera o borde es una zona amorfa no cristalina, donde se concentran las impurezas atómicas. (5). En la Fig. 5 se presentan dos dibujos que representan tanto a los granos en forma de dendritas (Fig. 5a) y a las fronteras de grano (Fig. 5b).

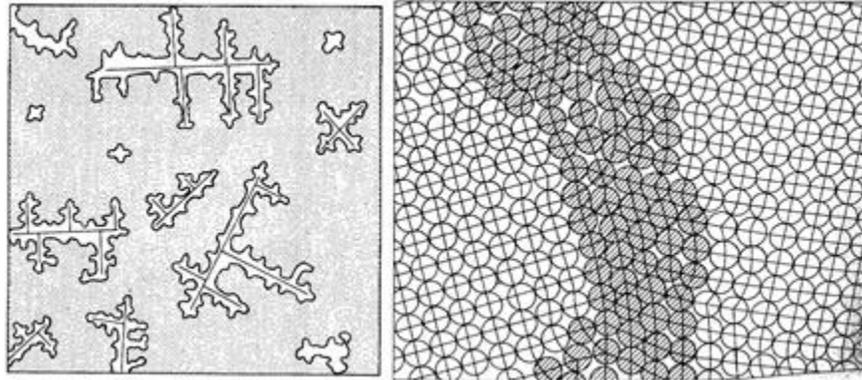


Fig. 5 a) formación dendrítica. b) Acomodo de los cristales de manera irregular lo cual origina las fronteras de grano (4)

1.3 Tamaño de Grano y su medición

Durante el proceso de solidificación de los materiales cristalinos, se produce la formación de los conocidos granos del metal. Donde el tamaño final de los cristales está determinado por la relación entre la rapidez de crecimiento, la rapidez de nucleación y la velocidad de enfriamiento. Si el número de núcleos es elevado o la velocidad de enfriamiento es alta; el sistema tendrá una mayor nucleación de granos y, por ende, el metal tendrá muchos granos de tamaño pequeño. Por el contrario, mientras menos núcleos formados haya o más tiempo de enfriamiento, los cristales tendrán el tiempo suficiente para que las dendritas crezcan con ramificaciones más amplias resultando en granos de mayor tamaño.

El tamaño de grano de los cristales también es un factor crucial a la hora de estudiar las distintas propiedades de los materiales. Por lo que es muy importante determinar los tamaños de grano. Para conocer dicho tamaño, se hace uso de normas que estandarizan el procedimiento para su medición. La ASTM (*American Society for Testing and Materials*) es una organización de normas internacionales que avala 3 métodos para medir los tamaños de grano (5).

Para aplicar cualquiera de estos métodos, antes de nada, es necesario hacer una preparación metalográfica del material y obtener una imagen de la microestructura a una ampliación de 100x.

El primero de ellos es el método de comparación, para esto es necesario comparar la microestructura del material a una ampliación de 100x con los patrones estandarizados de la norma ASTM E112-63. Cuando existen granos de tamaños distintos se utiliza el mismo método cuidando de especificar el tamaño de grano entre dos números que representen el porcentaje de cada tamaño presente.

Para calcular el número de tamaño de grano ASTM, n , puede obtenerse con la siguiente expresión, Ec. 1. Además, en la Tabla 1, se especifica la relación entre número de tamaño de grano con el número de granos por pulgada.

$$N = 2^{n-1}$$

Ec. 1

Donde:

$N =$ numero de granos observados por pulgada cuadrada a una ampliación de 100x

NÚMERO DEL TAMAÑO DE GRANO	GRANOS POR PULG ² A 100x	
	MEDIA	INTERVALO
$n = 1$	$N = 1$	-----
2	2	1.5-3
3	4	3-6
4	8	6-12
5	16	12-24
6	32	24-48
7	64	48-96
8	128	96-192
9	256	192-384
10	512	384-768

Tabla 1 Intervalos de tamaño de grano de la ASTM (5)

El segundo método se le conoce como el método de Intersección, en este método se estima el tamaño de grano como resultado del conteo de granos intersectados por las líneas de unos patrones trazados según la norma; donde los granos intersectados por la línea se consideran como una unidad; mientras que los granos tocados por el extremo de una línea se cuentan solo como medios granos. Para tener una mejor precisión se debe de tomar la medición de al menos tres posiciones distintas. La longitud de la línea en milímetros, dividida entre el número promedio de granos intersecados por ella da el diámetro de grano.

El tercer método se le conoce como **planimétrico**, en este se utiliza un círculo o un rectángulo de área de 5000 mm² que se inscribe en una fotomicrografía, una vez inscrita se debe seleccionar una ampliación que abarque por lo menos 50 granos, la suma de todos los granos dentro del área más la mitad del número de granos cortados por la circunferencia, da un equivalente de granos enteros dentro del área. Con la ampliación de la muestra se puede determinar el número de granos por milímetro cuadrado, multiplicando el equivalente de granos enteros por el factor de ampliación correspondiente o también llamado factor de Jeffries, f. En la Tabla 2 se aprecia la relación entre la ampliación utilizada y el multiplicador de Jeffries.

AMPLIFICACIÓN UTILIZADA	f
1	0.002
25	0.125
50	0.5
75	1.125
100	2.0
200	8.0
300	18.0
500	50.0
1000	200.0

Tabla 2 relación entre la ampliación utilizada y el multiplicador de Jeffries para un área de 5000 mm² (5).

1.4 Conformado de las aleaciones

Como se comentó con anterioridad, la constitución de los aceros y las fundiciones necesita de la adición del carbono, lo que los convierte en aleaciones de hierro y carbono. Una aleación, es un sistema con propiedades metálicas y está constituida por dos o más elementos químicos, de los cuales por lo menos uno es metal (5). Estas aleaciones dependen del porcentaje en que se encuentre “disuelto” un elemento en otro, por lo que la descripción de cada una de las combinaciones puede ser infinita.

Las aleaciones se pueden clasificar en función de su microestructura en dos tipos, homogéneas o mezclas. Cuando una aleación es homogénea se habla entonces que durante la solidificación solo se generan una fase cristalina; entendiéndose como fase al estado cristalino en que se encuentra el material. Siendo entonces que, si existe un cambio en la estructura cristalina se experimenta un cambio de fase. Las mezclas por el contrario presentan coexistencia de distintas fases donde los componentes no están uniformemente distribuidos. Recordemos que una fase es porción físicamente homogénea del material que presenta la misma estructura cristalina o arreglo atómico, una composición aproximada, mismas propiedades y finalmente una interfaz definida que la separa de las que la rodean (borde de grano).

En estado sólido los metales pueden presentar alguna de las siguientes fases:

- Metal puro
- Aleación intermedia o compuesta
- Solución sólida

La primera se refiere al elemento puro que compone la aleación. En condiciones de equilibrio exhiben un punto definido de cristalización, temperatura de fusión.

El segundo se refiere a la generación de un elemento de composición intermedia como resultado de la interacción entre los elementos puros que conforman el sistema. Estos compuestos tendrán propiedades únicas distintas a las de los materiales puros. Los más comunes son los compuestos Intermedio o de valencia y los compuestos intersticiales.

Los compuestos intermedios o Inter metálicos se generan tras la unión de metales diferentes desde un punto de vista químico mediante la regla de valencia. De esta forma se genera un enlace del tipo iónico-covalente por lo que las propiedades que muestran van a ser diferentes a las de un metal.

Los compuestos intersticiales se forman por la unión de elementos de transición, siendo por ejemplo el hierro y el titanio aleados con el oxígeno y el carbono para formar Carburo de hierro u Óxido de Titanio. Estos elementos entran en la estructura cristalina del metal mayoritario con el que se alean para ocupar el espacio intersticial. Como consecuencia se aumentan ciertas propiedades respecto al sistema puro como la dureza.

La clasificación de Solución sólida está determinada por el principio de la existencia de un soluto y un solvente. El **soluto** se refiere al metal disuelto en menor cantidad en la solución, en tanto que el **solvente** será el metal en mayor proporción (4). La cantidad de soluto que el solvente puede disolver depende de la temperatura; de tal forma que aumenta con la temperatura.

Las soluciones pueden presentar algunas de las siguientes condiciones:

- Saturada o total (Sí se disuelve mayor cantidad solvente que de soluto en condiciones de equilibrio)
- No saturada o parcial (Si se disuelve la misma cantidad de solvente y soluto)
- Sobresaturada (Si se disuelve más soluto que solvente)

Respecto al mecanismo de unión que se presenta en las aleaciones, se las puede clasificar en los siguientes dos tipos, la solución sólida sustitucional o intersticial. Como su nombre lo indica, en la del tipo sustitución, los átomos del soluto sustituyen a los átomos del solvente. Como ejemplo tomaremos el caso de algunas aleaciones de acero con cromo, donde los átomos de cromo sustituyen a algunos átomos de hierro en la red cristalina. Mientras que, en el caso de la intersticial los átomos del soluto se acomodan en los huecos intersticiales de la red cristalina constituida por el solvente. Como ejemplo de este mecanismo se presenta lo que ocurre en los aceros, donde el carbono se acomoda en los huecos intersticiales de la red constituida por el hierro.

Para que las aleaciones en solución sólida presenten una solución total, existen ciertos factores que deben cumplirse para determinar la compatibilidad de los sistemas. Dichos factores se conocen como las reglas de Hume-Rothery. (4)

- Estructura del cristal
 - Los elementos que se combinan tienen que presentar la misma estructura cristalina.
- Tamaño relativo
 - La diferencia en radios atómicos debe ser menor a 15%, en el caso de sistemas metálicos. De no ser así, habrá una distorsión en los parámetros de red.
- Electronegatividad
 - A mayor similitud de electronegatividades de los elementos que se combinan, mayor será la tendencia a formar una solución sólida y menor la tendencia a formar compuestos.
- Valencia relativa
 - Las valencias de los átomos que se combinan deben ser similares para evitar que se formen compuestos intermedios.

Mientras que un sistema que produzca una mezcla del tipo solución sólida intersticial, es necesario que se cumplan los siguientes requisitos (5):

- La cantidad de átomos de soluto necesarios para formar el sólido intersticial es siempre mayor que aquella que puede acomodarse intersticialmente.
- La diferencia en radios atómicos debe de ser suficientemente grande para formar la solución sólida intersticial. Es decir, que el soluto tenga un radio atómico lo suficientemente pequeño para acomodarse en los huecos intersticiales de la red conformada por el solvente.
- La estructura reticular de la red cristalina muestra una expansión cuando se forma la solución sólida intersticial.
- Son más sencillas de separar mediante la acción de los diferentes puntos de fusión.

En el caso de los aceros es importante resaltar que el carbono se disuelve en el hierro intersticialmente. La presencia del carbono genera una expansión de la red cristalinas del hierro, aportando las propiedades características de la aleación (aumento de dureza respecto al hierro puro).

1.5 Sistema Hierro Carbono

El sistema hierro carbono, está representado por el diagrama de fases de la Fig. 6, A su vez, dicho diagrama está conformado por dos diagramas distintos (estable y metaestable) que describen la solubilidad del carbono en el hierro y son utilizados para conocer la composición de las aleaciones ferrosas cuando se enfrían muy lentamente, en condiciones de equilibrio (diagrama estable) o muy cercanas al equilibrio (metaestable). Teniendo en cuenta lo anteriormente mencionado, el diagrama destinado al estudio de los **aceros** está representado por un equilibrio metaestable y comprende desde el 0% de contenido de carbono hasta 2% de peso en carbono, C (%wt C, por sus siglas en inglés) y el destinado al estudio de los hierros colados o **fundiciones** está representado por el diagrama estable hierro grafito y su composición característica se encuentra desde 2%wt C hasta 6.67%wt C.

Cabe destacar que la composición de las aleaciones de hierro carbono no está estrictamente formadas por únicamente estos dos elementos. Los aceros y los hierros fundidos contienen más elementos para mejorar ciertas propiedades y así mejorar sus prestaciones. La adición de estos elementos (en menor o mayor proporción según el grado de aleación que se trabaje) va a alterar la microestructura de la aleación correspondiente y por ende las características del sistema final. De hecho, la obtención del diagrama estable se consigue mediante la adición de la cantidad necesaria de silicio; de esta forma se logra disminuir la transferencia del calor del material dando más tiempo para que el sistema pueda evolucionar a estructuras cristalinas más estables, como la del grafito.

Los elementos composicionales más comunes son los siguientes:

- *Carbono*
- *Manganeso*
- *Fosforo*
- *Azufre*
- *Silicio*

A pesar de este hecho, el diagrama hierro carbono es una herramienta perfectamente válida para conocer las distintas microestructuras, y por ende propiedades características, de las aleaciones que se forman.

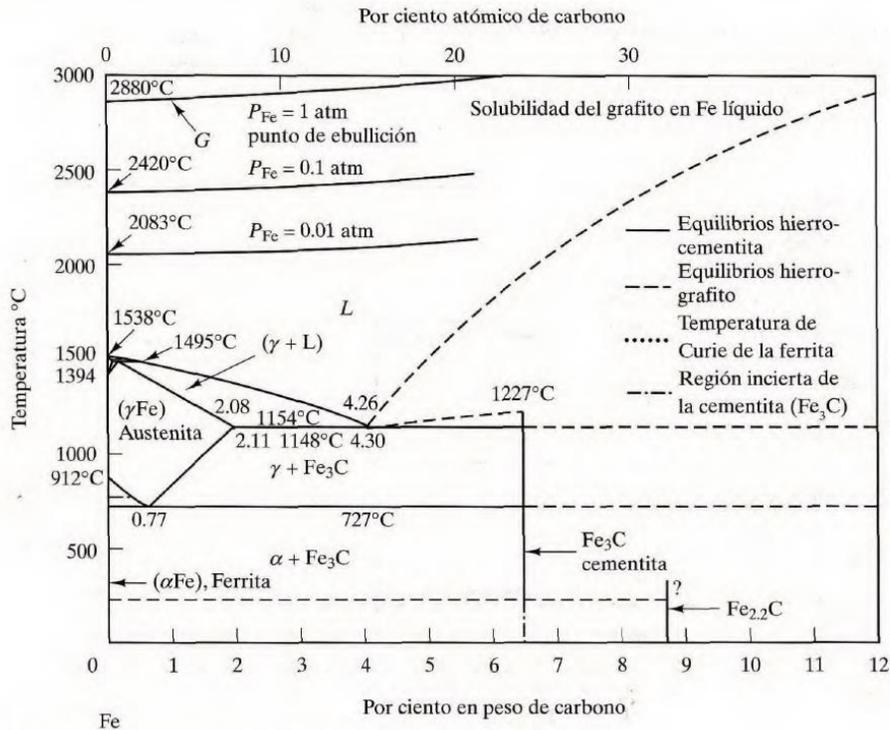


Fig. 6 Sistema Hierro Carbono (4)

Las características más destacables del sistema hierro carbono se centran en especificar las distintas regiones donde podemos encontrar la presencia de determinadas fases cristalinas, las líneas características (liquidus, solvus y solvus) y los puntos invariantes donde se producen distintas reacciones relativas a los cambios de fases cristalinas que se producen en el sistema. A continuación, se describirá cada fase del diagrama:

El **hierro alfa** o también conocido como **ferrita** se caracteriza por ser una solución sólida intersticial de carbono en hierro con una estructura cristalina del tipo BCC y su rango de solubilidad se encuentra en el mínimo a 0.005% a 0°C mientras que el máximo es de 0.02%wt C a 727°C. Si se le tomara una metalografía a un acero rico en fase ferrita se tendría la presencia de varios granos claros de esta fase separados por una red de cementita muy fina Fig. 7. Esta fase tiene una resistencia a la cedencia promedio de 275.8 [kPa] con una elongación de 40% en 5 [cm] y una dureza Rockwell B menor a 90.

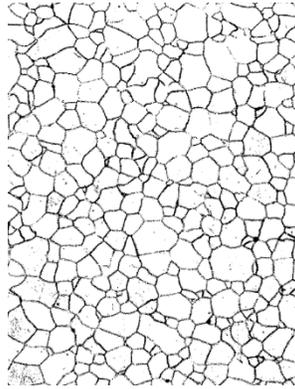


Fig. 7 Microestructura característica de la Ferrita a 100x (5).

El alótropo hierro gamma recibe el nombre de austenita; la cual se caracteriza por ser una solución sólida intersticial con una estructura cristalina FCC con rango más amplio de solubilidad, respecto al carbono; el cual presenta un mínimo en 0.8%wt C a 727°C y un máximo en 2.08%wt C a 1148°C. La Fig. 8, muestra la metalografía característica obtenida para el hierro gamma. Se caracteriza por tener granos más grandes que los de la ferrita y con distinta coloración tras el ataque. Además, al tener mayor solubilidad de carbono hay una influencia directa en la dureza de esta fase; para esta fase la resistencia a la cedencia promedio es de 103 [MPa] con una elongación de 10% en 5 [cm] y una dureza Rockwell C 40. Como se puede notar en el diagrama metaestable Fig. 12 la fase austenita está por arriba de la línea de temperatura eutectoide esto la hace una fase no estable a temperatura ambiente. Aunque a la aleación se le pueden añadir elementos aleantes que la pueden estabilizar a temperatura ambiente.



Fig. 8 Microestructura característica de la austenita 500x (5).

Dentro de los distintos alótropos del hierro se encuentra el hierro delta, que se conoce como ferrita delta y se encuentra en la zona de temperatura más alta respecto de las fases anteriores, este alótropo tiene una estructura cristalina BCC similar a la ferrita alfa. Su rango de solubilidad respecto del carbono va desde 0%wt C hasta el máximo de 0.09%wt C a 1495 °C.

Por otra parte, la combinación de la ferrita y el compuesto intersticial de carburo de hierro, Fe_3C , abarcan una parte sumamente amplia del diagrama a temperatura ambiental y se le conoce como **Perlita**. Esta

“fase” es el resultado de la reacción eutectoide que tiene lugar a los 727°C, con 0.77%wt C y que abarca prácticamente todo el espectro del diagrama metaestable, aunque con menor eficiencia que la que se alcanza en dicho punto invariante. En la Fig. 9, se muestra una metalografía de una aleación conformada solamente por perlita; se puede describir esta microestructura como una fase laminar; en donde una matriz clara de ferrita contiene placas delgadas de color oscuro conformadas por el carburo de hierro Fe₃C, también conocidas como cementita. Esta fase del diagrama tiene una resistencia a la cedencia promedio de 827 [MPa], una elongación de 20% en 5 cm y una dureza Rockwell C 20. (5)

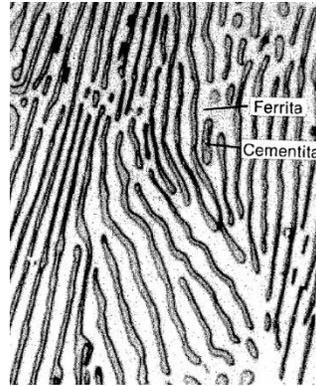


Fig. 9 Microestructura de la perlita a 2500x (5).

Si bien en estos diagramas solo se incluyen las fases en equilibrio, es importante mencionar la existencia de fases fuera del equilibrio. Dentro de estas fases se encuentran:

La fase ***martensita*** es una fase fuera del equilibrio ya que para obtenerse necesita de una velocidad de enfriamiento muy elevada, esta fase es una solución sólida sobresaturada de carbono en donde se produce una modificación en un parámetro de la red inicial BCC, para transformarse en una estructura Tetragonal Centrada en el Cuerpo. La metalografía de esta fase se presenta en la Fig. 10, donde se muestra una microestructura acicular o en forma de agujas, rodeada de una matriz clara; dependiendo de si el acero es hipoeutectoide o hipereutectoide, la matriz estará conformada por ferrita o cementita en comparación con las otras fases (Rockwell C 60-65), debido a la distorsión tetragonal de la red cristalina que a su vez produce maclas y dislocaciones que aumentan significativamente la dureza del material.



Fig. 10 Microestructura de la martensita, la forma acicular de los granos orientada sin dirección preferente (6)

Otras dos fases fuera del equilibrio a destacar son las Bainitas superior e inferior. La microestructura de la Bainita no es perceptible en el microscopio óptico debido a su tamaño y se caracteriza por la presencia de zonas finas ricas en carburo con una morfología alargada y de color oscuro, embebidas en una matriz ferrítica Fig. 11. En la bainita superior esas zonas ricas en carburo tienen la apariencia de plumas (Fig. 11a) mientras que la morfología de dichas zonas se asemeja a la de la martensita en la bainita inferior (Fig. 11b). Los valores de dureza de esta microestructura varían desde valores en torno a 40 Rockwell C para la bainita superior hasta valores cercanos a 60 Rockwell C para la bainita inferior. Estas variaciones se deben al cambio de morfología, tamaño y densidad de los carburos en la matriz ferrítica.

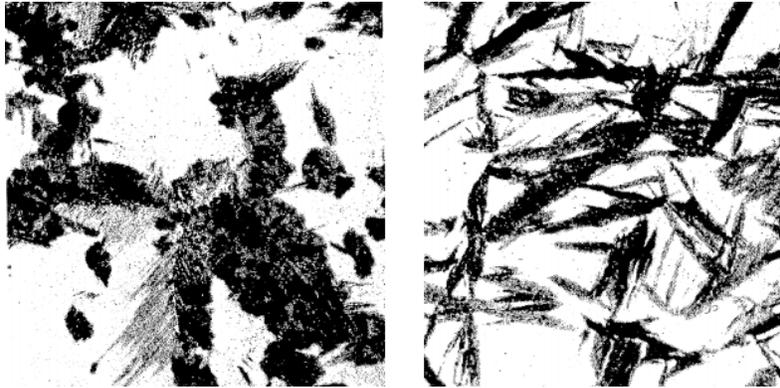


Fig. 11 a) Bainita superior o plumosa. b) Bainita inferior (5)

La Fig. 12 describe el diagrama metaestable que es denominado de esta manera debido a la existencia del **carburo de hierro, Fe_3C** , o también llamado "**cementita**", que es un compuesto metaestable; es decir, que evolucionara a fases más estables (hierro alfa y grafito) con el transcurso del tiempo. Sin embargo, esta evolución es lenta, que a efectos prácticos se considera un compuesto estable que además presenta una fusión congruente (3). Además, es un compuesto Inter metálico de estructura ortorrómbica y una composición de 6.67% y 93.3% en carbono y hierro, respectivamente. Respecto a sus cualidades físicas, se considera un compuesto duro y quebradizo, es la fase más dura de todas las estructuras en equilibrio que aparecen en el diagrama, con valores de resistencia a la tracción pequeña y resistencia a la compresión elevados. En cuanto a este diagrama es típicamente utilizado para el análisis de los aceros debido a que las microestructuras resultantes muestran contenidos altos de carburo de hierro.

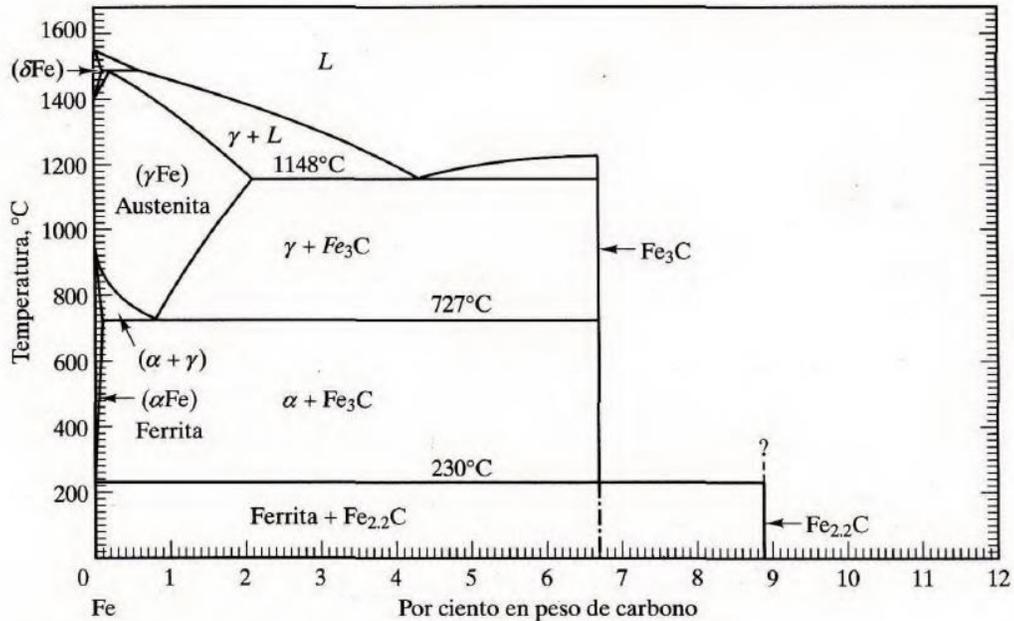
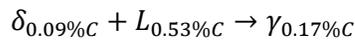


Fig. 12 Diagrama Metaestable. Hierro-Cementita. (4).

El diagrama metaestable difiere un poco en comparación con el estable, respecto a la temperatura de los valores de solubilidad del carbono en los puntos invariantes.

El diagrama metaestable presenta las siguientes reacciones en los correspondientes puntos invariantes.

- Peritética a 1495°C



Ec. 2

- Eutectoide a 727°



Ec. 3

- Eutéctica a 1148°C



Ec. 4

El punto invariante eutectoide es la referencia común para una de las clasificaciones de los aceros; si el contenido de carbono es menor de 0.77%wt C; la aleación se denomina **hipoeutectoide**, mientras que si la aleación tiene una composición mayor al 0.77%wt C se denominan aceros **hipereutectoides**. Dentro de esta área las líneas que delimitan la región característica de la fase austenítica y se conectan al punto eutectoide

se denominan **línea de temperatura crítica superior A_{c3} y A_{cm}** (que indican la composición máxima de carbono en austenita en función de la temperatura) y en la línea isotérmica donde se encuentra el punto invariante eutectoide se encuentran las **líneas de temperatura crítica inferior A_{c1} y $A_{3,1}$** , como aparece en la Fig. 13

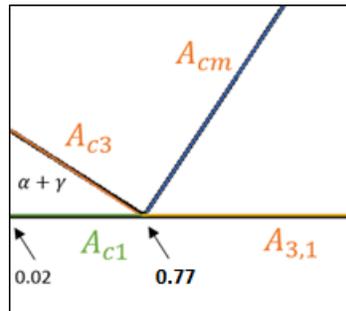


Fig. 13 Punto eutético

A partir del diagrama de fases se puede conocer cuál es la microestructura que presenta la aleación en función de la temperatura y la composición. Concretamente, para una aleación hipoeutectoide el diagrama indica que durante el proceso de enfriamiento va a haber varios cambios de microestructura como se puede apreciar en la Fig. 14; al comienzo del proceso (Fig. 14a) el acero tendrá granos grandes completamente formados por austenita. Cuando la temperatura es inferior a la que marca la línea de temperatura crítica superior A_{c3} , comenzará la nucleación de granos de ferrita en los límites de grano formando una red de ferrita **pro eutectoide** ("pro" -> anterior). En este punto, la microestructura estará formada por una mayor proporción con granos de fase austenita separados entre sí por una menor proporción de ferrita pro eutectoide (Fig. 14b). Al seguir enfriando al equilibrio y pasar por la línea de temperatura crítica inferior la fase de austenita se transformará completamente en perlita obteniéndose entonces una microestructura conformada por **perlita + ferrita** (pro eutectoide y eutectoide, Fig.14d). El porcentaje de perlita dependerá de la cantidad de carbono en la aleación.

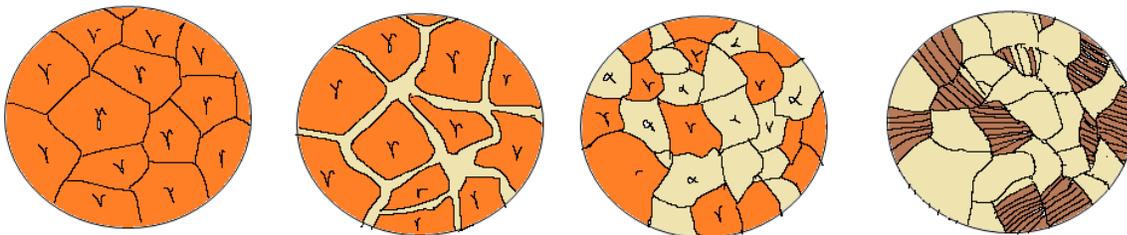


Fig. 14 Proceso de solidificación de un acero hipo eutectoide. a) Granos de austenita b) granos de austenita separados por una red de ferrita. c) crecimiento de ferrita pro eutectoide d) Granos de perlita (ferrita + cementita).

En el caso del enfriamiento para aceros hipereutectoide se presenta en la Fig. 15, Inicialmente se parte de la misma microestructura formada por granos de austenita Fig. 15a. Cuando se enfría el sistema por debajo de la línea crítica superior, en este caso comienza la formación de cementita pro eutectoide Fig. 15b desde los límites de grano de la austenita. Justo antes de pasar la línea de temperatura crítica inferior la red de cementita seguirá creciendo Fig. 15c y finalmente rebasando la temperatura eutectoide 727°C la austenita

remanente pasará a convertirse a perlita, de tal forma que la microestructura estará formada por perlita y cementita proeutectoide.

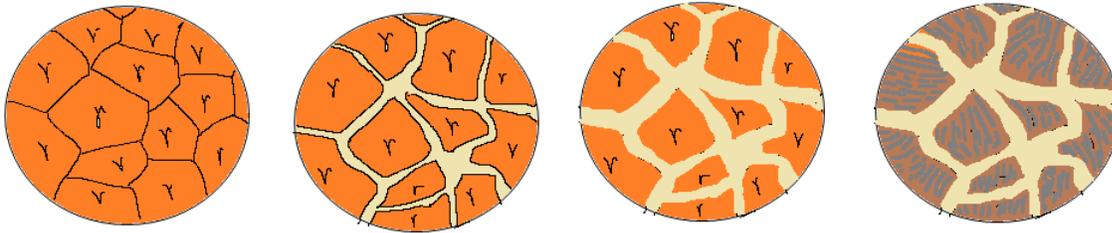


Fig. 15 Proceso de solidificación de un acero hiper eutectoide. a) Granos de Austenita. b) Red de cementita pro eutectoide. C) crecimiento mayor de la red de cementita pro eutectoide. d) consolidación de perlita con matriz de cementita.

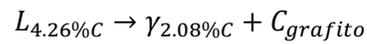
A continuación, se muestran los valores de las reacciones invariantes para el caso del diagrama estable Fig. 16. Son apreciables las modificaciones respecto a los valores mostrados en el diagrama metaestables:

- Eutectoide a 738°



Ec. 5

- Eutéctica a 1154°C



Ec. 6

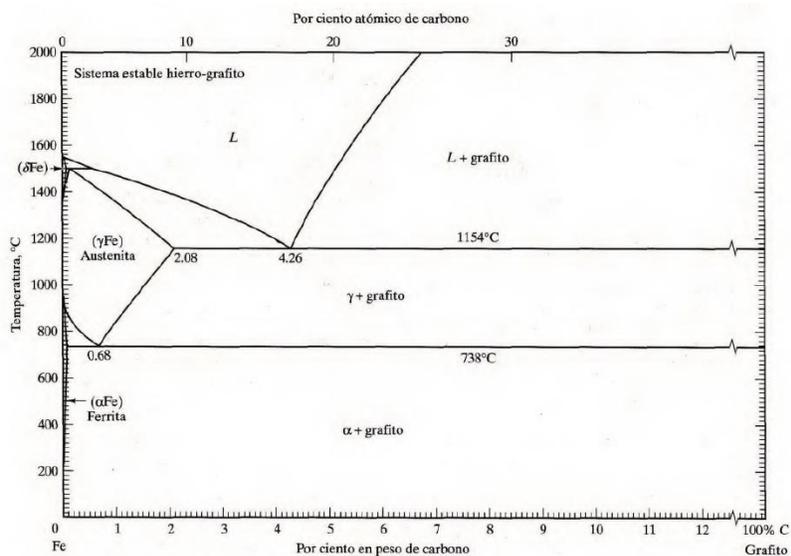


Fig. 16 Diagrama estable. Hierro Grafito (4)

Cabe señalar que, para el caso de las fundiciones, el alto contenido de carbono las fragiliza, por lo que el rango empleado en la industria manufacturera se encuentra entre el 2.5%wt C y el 4%wt C.

El proceso de solidificación de los hierros fundidos comienza cuando la temperatura adquiere valores inferiores a los que marca la línea liquidus. En este punto comienza con la formación de cristales de austenita, conforme la temperatura disminuye la composición de líquido se vuelve más rica en carbono. Al bajar de la temperatura eutéctica, el sistema estará compuesto por dendritas de austenita y el líquido se transformará en la microestructura conocida como **ledeburita** gruesa, que es el constituyente eutéctico de las fundiciones, Fig. 17. Al seguir disminuyendo la temperatura aparecen precipitados de cementita pro eutectoide. Al rebasar la temperatura eutectoide la austenita restante se transformará en perlita sin presentar cambios hasta llegar a la temperatura ambiente. Aunque, en ciertas fundiciones, la cementita evoluciona a carbono en forma de grafito con distintas morfologías.

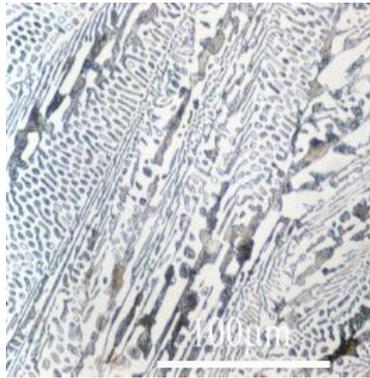


Fig. 17 Ledeburita, constituyente eutéctico de las fundiciones formado por austenita y cementita (6)

Los hierros fundidos tienen varias clasificaciones, pero la clasificación más práctica y utilizada, es con base a su estructura metalográfica, como se presenta a continuación:

Fundición blanca: En este caso el carbono se encuentra en forma de cementita. Esta fundición es utilizada como base para las fundiciones maleables. Respecto de sus propiedades muestra valores de resistencia a la cedencia entre 137 y 482 [MPa], resistencia a la compresión entre 1378 y 1723 [MPa], módulo de elasticidad entre 165 y 193[GPa] y dureza Brinell entre 375 y 600. Su microestructura aparece en la Fig. 18 y consiste en dendritas de perlita sobre una matriz inter dendrítica de cementita.



Fig. 18 Microestructura de un Hierro blanco a 20x (5).

Fundición maleable: En este caso el carbono se encuentra como grafito en forma de partículas redondas irregulares conocidas como carbono revenido. Este hierro se forma gracias a la conversión del carbono proveniente del hierro blanco a grafito y ferrita mediante el proceso de recocido en dos etapas. Primero se recalienta el hierro blanco para disolver el cementita provocando la precipitación de carbono en forma de núcleos de grafito nodulares y posteriormente se enfría. Para que este proceso se lleve a cabo es necesaria la adición de silicio en concentraciones superiores al 1% (normalmente entre el 2% y el 3% en peso). La segunda etapa consiste en recalentar y enfriar nuevamente, dependiendo del tipo de enfriamiento se consigue una estructura ferrítica, Perlita, bainita o martensita con nódulos de grafito, Fig. 19. Si la microestructura contiene ferrita las propiedades promedio son: resistencia máxima entre 399 y 448 [MPa], resistencia a la cedencia entre 275 y 344 [MPa], elongación entre 15 y 20% en 5 cm y Dureza Brinell entre 135 y 155. Si la microestructura contiene perlita la resistencia máxima se encontrará entre 448 y 827 [MPa], la resistencia a la cedencia entre 310 y 689 [MPa], el porcentaje de elongación entre 2 y 16% en 5 cm y una dureza Brinell entre 163 y 269.

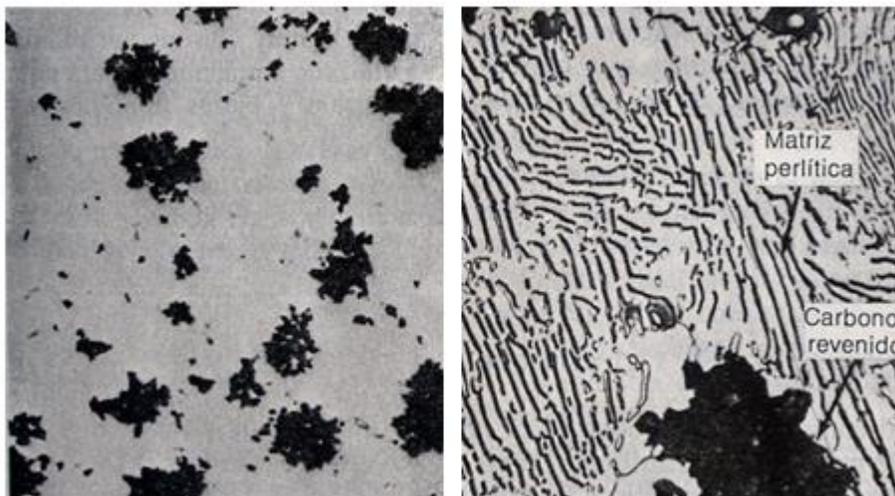


Fig. 19 Microestructura de hierros maleables. a) Matriz ferrítica con carbono grafitado. b) Matriz perlítica con carbono revenido (5).

Fundición gris: En este tipo de fundiciones, la capa superficial del hierro fundido está combinada con una capa de hierro gris. El hierro gris es el hierro más utilizado y se obtiene controlando la composición de la aleación junto con la rapidez de enfriamiento. Su contenido de carbono se encuentra entre 2.5% y 4% y necesita la adición de silicio por encima de un 2% en peso (entre 2% y un 3% en peso). El conjunto de estos factores permite que el grafito aparezca en forma de placas irregulares alargadas y curvas Fig. 20. Dependiendo de la microestructura de la matriz la fundición tendrá mayor o menor resistencia. Si la fase cementita eutectoide precede a la grafitización, la matriz será ferrítica si no lo hace entonces su matriz será perlítica.



Fig. 20 Microestructura del hierro gris (5).

Hierros fundidos nodulares: A estos hierros se les adicionan elementos especiales para conseguir formas esferoidales compactas mediante la solidificación. Concretamente se le añade carbono, silicio y magnesio para evitar que el grafito adquiriera formas puntiagudas.

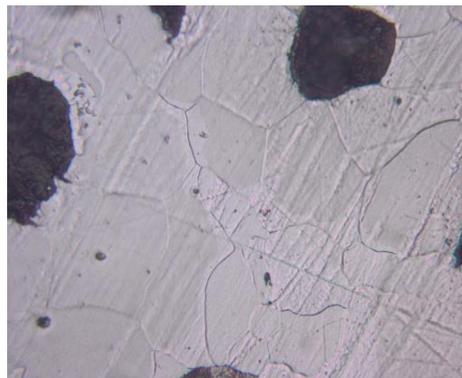


Fig. 21 Microestructura de una fundición nodular. (5)

1.6 Tratamientos térmicos

El objetivo de los tratamientos térmicos radica en la modificación de las microestructuras mediante la temperatura sin modificar la composición de la aleación para buscar características específicas del material; ya sea incrementar la dureza, incrementar la resistencia, la ductilidad, aumentar o disminuir la maquinabilidad de las piezas o conseguir un endurecimiento superficial. Dichos tratamientos se realizan en estado sólido y para llevar a cabo cualquier tratamiento térmico, es fundamental conocer el material que se va a tratar, para con ello conocer las temperaturas críticas para conseguir los cambios microestructurales del sistema. En el caso del sistema hierro carbono, la cantidad de carbono presente en las aleaciones será un factor determinante para la obtención de la microestructura final y con ello las propiedades deseadas.

Para el caso de los aceros, el proceso de tratamiento térmico se inicia con de un calentamiento previo, a temperaturas superiores a los de las líneas de temperatura crítica superior (al menos en 10°C). Para conseguir una microestructura uniforme, es necesario mantener dicha temperatura por lo menos **una hora por pulgada de espesor** (1). En este caso la microestructura ideal para producir la modificación estructural es la Austenita. Una vez que el material consiga una microestructura austenítica, la microestructura resultante dependerá de la velocidad de enfriamiento y los medios de enfriamiento.

Los principales métodos tradicionales de enfriamiento son los siguientes:

- Normalizado
- Recocido
- Temple

El proceso de **normalizado** es un tratamiento térmico que se aplica usualmente a los aceros, se caracteriza por un enfriamiento al aire estático, en el que obtiene como resultado una microestructura con fases características del equilibrio; es decir una microestructura perlítica uniforme pura o con presencia de fases proeutectoides (ferrita o cementita proeutectoides) en función de la composición en carbono de la aleación. Este tratamiento brinda buena maquinabilidad, refinamiento de las estructuras granulares y modificación de esfuerzos residuales. Incrementar la resistencia del acero y reducir la segregación (variación de composiciones) en sistemas colados o forjados para mantener la uniformidad estructural (3).

Para la normalización de aceros hipoeutectoides es necesario alcanzar temperaturas 55°C por encima de la línea A_3 , para los hipereutectoides hay que alcanzar 27°C superiores a la línea A_{cm} . (4)

El proceso de **recocido** se enfría la pieza o material a una velocidad muy lenta, preferentemente dentro de un horno o un medio aislante para evitar la pérdida de calor. Este tratamiento tiene pretende retener la fase austenita por un largo tiempo para conseguir un menor número de núcleos cristalinos y, por lo tanto, cristales mucho más grandes que los obtenidos tras el normalizado. Un mayor tamaño de grano se traduce en una disminución de la dureza y de la resistencia del material en comparación con el mismo sistema normalizado; por lo que se consigue que este tratamiento produzca que el material se vuelva mas dúctil.

El proceso de **temple** se emplean velocidades de enfriamiento muy elevadas, de tal forma que la microestructura resultante no es característica de procesos en equilibrio. El objetivo principal del temple, en aleaciones de acero, consiste principalmente en un enfriamiento súbito para provocar la formación de la microestructura **Martensita**.

Esto es importante no confundir este tratamiento térmico con el concepto de **templabilidad**; ya que este concepto está definido como la respuesta de un material a un tratamiento térmico y se expresa en términos de cambios de dureza. A mayor capacidad de obtener valores de dureza elevados, mayor es la templabilidad del material. La influencia que tiene el contenido de carbono en la templabilidad de los aceros es determinante debido a que mayor concentración de carbono el sistema exhibe una mejor respuesta al endurecimiento gracias a la formación de carburos de hierro. Teniendo en cuenta lo anteriormente mencionado, tanto la capacidad de endurecer del material como la posibilidad de que un material sea templable, se relaciona con la cantidad de carbono en el sistema. Ya que sin un mínimo necesario es imposible obtener la fase martensita.

Retomando la microestructura martensítica representada en la Fig. 10 en la sección anterior, muestra una microestructura de martensita que se caracteriza por la presencia de una fase de forma acicular rodeada de una matriz clara, dependiendo si el acero es hipoeutectoide o hipereutectoide la matriz estará conformada por ferrita o cementita proeutectoide, respectivamente.

Como se mencionó anteriormente, gracias al diagrama de fases podemos predecir la microestructura de un acero en función de la temperatura y de la composición en carbono. Sin embargo, en estos diagramas de equilibrio, no se toma en cuenta el factor de tiempo de enfriamiento. Por lo tanto, esta no es una herramienta válida a la hora de predecir la microestructura de una aleación cuando se le realiza un tratamiento térmico. Al realizar distintos tratamientos térmicos, como la velocidad de enfriamiento es distinta a la del equilibrio se producirá una microestructura resultante distinta a la pronosticada por el sistema en equilibrio Fe-C.

Por lo que será necesario el empleo de otros diagramas que ayudarán a conocer la microestructura resultante. Estos diagramas se conocen como diagramas de transformación isotérmica o también ya llamados TTT (por sus siglas Tiempo Temperatura Transformación) y diagramas de enfriamiento continuo.

1.7 Diagramas de transformación isotérmica

Estos diagramas muestran la variación de la microestructura de un sistema sometido a un enfriamiento isotérmico (donde se mantiene un valor de temperatura constante durante un periodo de tiempo) y son de naturaleza empírica; Es decir, son el resultado de la evaluación de distintos tratamientos isotérmicos llevados a cabo en distintas piezas de acero de la misma composición. En dichos diagramas se especifica el inicio y el final de la transformación de fases respecto del tiempo. En la Fig. 22, se presenta un diagrama isotérmico para un acero eutectoide.

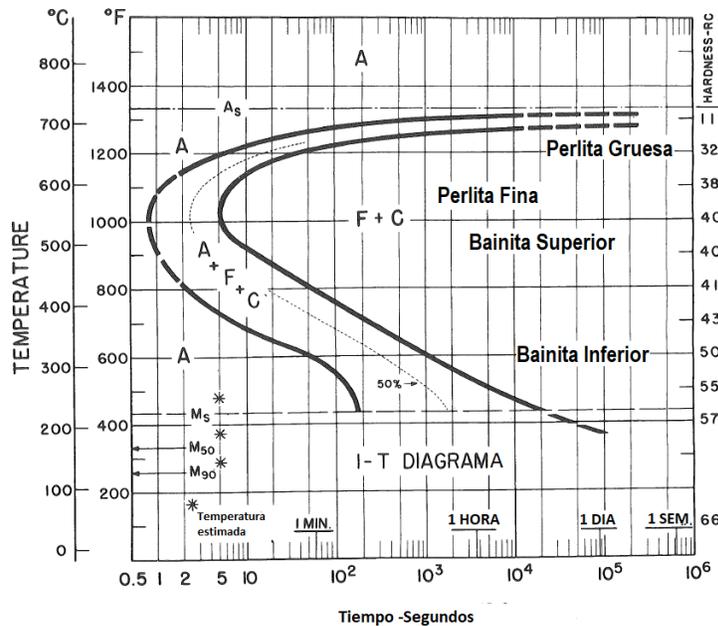


Fig. 22 Diagrama de transformación isotérmica de un acero eutectoide (7).

El diagrama anterior pertenece a un acero al carbono AISI 1080, en la parte lateral izquierda el eje vertical se representa la temperatura mientras que en el eje horizontal se encuentra representado el tiempo en segundos en escala logarítmica. El eje vertical del lado derecho señala la dureza en la escala Rockwell C; los valores de dicha escala pueden variar según la composición específica del acero en análisis. La manera de leer estos diagramas radica en determinar la temperatura y tiempo necesarios para conseguir la microestructura con la dureza deseada.

Las curvas representadas en el diagrama indican los parámetros de tiempo y temperatura necesarios, para obtener distintas microestructuras. En la parte superior izquierda esta la zona de Austenita representada con la letra **A** (A_s se refiere al inicio de la transformación austenita a 723°C como recordaremos del diagrama de la Fig. 12 (Fe-C). La primera curva comúnmente se le llama “nariz” y marca el comienzo de la transformación de Austenita, la línea gruesa de la derecha marca el final de la transformación a Ferrita + Cementita, es decir la microestructura Perlita. Entre estas dos líneas se encuentra una línea punteada que marca el 50% de la transformación; por lo tanto, se puede deducir que entre la curva de la izquierda y la de la derecha se produce un porcentaje de transformación desde el 0 al 100%.

En la parte inferior se encuentran señaladas las líneas horizontales de la transformación martensita M_s , la cual marca el comienzo de la transformación de martensita, M_{50} la transformación al 50% y por último M_{90} indicando el 90% de transformación a martensita.

A la punta de la primera “nariz” del diagrama se la conoce como temperatura crítica de transformación martensita. Dicho punto crítico se denota de esta manera porque para conseguir en una pieza la

microestructura martensítica completa, es necesario enfriar rápidamente antes de tocar la punta de la “nariz”, de lo contrario se tendrá un porcentaje con Perlita en el producto final.

La probabilidad de que un sistema pueda obtener una microestructura conformada únicamente por la martensita depende de tres factores

1. La templabilidad
2. Elementos de aleación
3. Tamaño de grano austenítico

Cuando una aleación tiene una mayor cantidad de carbono, como se mencionó en la sección anterior la probabilidad de obtener la estructura martensita es mucho mayor; por lo que la nariz del diagrama puede que se recorra hacia la derecha, incrementando así el tiempo de enfriamiento disponible para que se alcance la temperatura crítica de transformación martensítica. La presencia de ciertos elementos aleantes también puede producir el mismo efecto de desplazamiento de la curva hacia la derecha, de esta forma no es necesario alcanzar velocidades de enfriamiento tan elevadas para conseguir la microestructura martensítica.

Queda claro que lo que se busca con los tratamientos mencionados, es combinar operaciones de calentamiento y enfriamiento, en aleaciones específicas; con el fin de obtener las propiedades óptimas del sistema para que se ajusten a las sollicitaciones de su aplicación final. Las propiedades que principalmente se modifican tras realizar un tratamiento térmico son las mecánicas como la resistencia, la ductilidad y la dureza. Sin embargo, hay otras propiedades que también se ven modificadas y afectan a la vida útil del material. De hecho, estudiar el comportamiento del sistema metálico frente a procesos de corrosión, nos van a permitir conocer el desempeño del sistema en varios medios y con ello determinar la vida útil de los distintos acero y fundiciones en diversas aplicaciones. Debido a esto, conocer los mecanismos de corrosión resulta fundamental para asegurar que el material no fallará bajo las condiciones para las que se va a emplear.

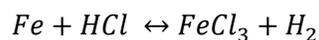
1.8 Corrosión de metales

La corrosión se puede definir como la destrucción de un material por interacción química, electroquímica o metalúrgica entre el medio y el material. (5) en el caso específico del hierro, se encuentra en la naturaleza en forma de mineral combinado con otros elementos, como oxígeno, y con un estado de oxidación distinto a cero. Estas menas del metal se hacen pasar por un proceso de triturado y fundido para con ello obtener los lingotes del metal en estado de oxidación 0 (metal reducido). Al llevar a cabo todo ese proceso el estado energético natural del metal se modifica de tal forma que no resulta estable termodinámicamente hablando; por lo que la naturaleza (el medio ambiente que lo rodea) buscará la forma de llevarlo a su estado energético original (estado termodinámico estable). Este proceso se realiza gracias a los procesos de oxidación (corrosión) sobre el sistema.

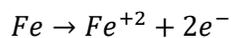
Los fenómenos de corrosión pueden clasificarse de la siguiente manera: (4)

- *corrosión general:*
 - *Atmosférica*
 - *Galvánica*
 - *Por corrientes parasitas*
- *corrosión localizada*
 - *Filiforme*
 - *De grietas*
 - *Picadura*
- *corrosión con influencia metalúrgica*
 - *Intergranular*
 - *desalación*
- *Degradación mecánicamente asistida*
 - *Erosión*
 - *Estregado*
 - *cavitación*
- *Daño asistido por el ambiente*
 - *corrosión bajo esfuerzo*
 - *Daño por hidrógeno*
 - *Fatiga por corrosión*

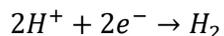
La reacción de corrosión es de tipo electroquímico y transforma a un metal de estado metálico a iónico. Este proceso requiere de la presencia de un ánodo, un cátodo y un electrolito el cual puede ser agua, agua salada, soluciones acidas o soluciones alcalinas de cualquier concentración. Al sistema en el que participan estos tres elementos se le llama **Pila galvánica** o **celda electroquímica**. La reacción global de corrosión presenta dos semi reacciones que se complementan, una de ellas es reacción de **oxidación** o **anódica** Ec. 8 (en la cual se desprenden electrones) y la otra es la reacción de **reducción** o **catódica** Ec. 9, en la cual un no metal reduce su carga de valencia mediante el consumo de electrones. Cabe mencionar que es necesario que ambas sucedan al mismo tiempo y a la misma velocidad. De tal forma que la reacción global de este fenómeno se presenta de la siguiente ecuación Ec. 7



Ec. 7 reacción global Hierro con ácido clorhídrico(electrolito)



Ec. 8 semirreacción anódica (oxidación) del Hierro



Ec. 9 semirreacción catódica (reducción) del hidrógeno

En realidad, todos los metales tienen una tendencia a la corrosión, a excepción de los metales nobles como el oro. Para comparar esta tendencia se utiliza un método conocido como “**potencial del electrodo estándar de hidrógeno**”. Este proceso se lleva a cabo sumergiendo un metal dentro de un vaso precipitado que contiene un electrolito, del cual se quiere determinar su potencial estándar es decir su tendencia a la corrosión. En otro vaso se sumerge un electrodo de platino en una solución de iones hidrógeno añadiendo burbujas del gas hidrógeno. Los dos electrodos se conectan con un cable y un voltímetro con la finalidad de medir el potencial. Al potencial de la reacción del hidrógeno se asigna arbitrariamente en 0; de tal forma que la lectura del voltímetro dará el valor del potencial estándar del otro electrodo.

La diferencia de potencial entre los electrodos, el ánodo y cátodo se define como el potencial de electrodo estándar Ec. 10:

$$E_0 = E_C - E_A$$

Ec. 10 Potencial de celda estándar

En la Tabla 3 se muestran los potenciales de reducción estándar de algunos metales usados como electrodos. Los metales con potenciales negativos se consideran anódicos respecto del hidrógeno, en este caso el metal se oxida y los electrones completan los iones hidrógeno para formar el gas, por otro lado, los potenciales positivos serán considerados catódicos, los iones metálicos se reducirán, mientras que el hidrógeno se oxidara a iones hidrógeno.

	REACCIÓN DE REDUCCIÓN	POTENCIAL DE REDUCCIÓN ESTÁNDAR
MAS CATÓDICO (MENOR TENDENCIA A LA CORROSIÓN)	$Au^{3+} + 3e^{-} \rightarrow Au$	+1.498
	$O_2 + 4H^{+} + 4e^{-} \rightarrow 2H_2O$	+1.229
	$Pt^{2+} + 2e^{-} \rightarrow Pt$	+1.200
	$Ag^{+} + e^{-} \rightarrow Ag$	+0.799
	$Hg^{2+} + 2e^{-} \rightarrow 2Hg$	+0.788
	$Fe^{3+} + 2e^{-} \rightarrow Fe^{2+}$	+0.771
	$O_2 + 2H_2O + 4e^{-} \rightarrow 4(OH)$	+0.401
	$Cu^{2+} + 2e^{-} \rightarrow Cu$	+0.337
	$Sn^{4+} + 2e^{-} \rightarrow Sn^{2+}$	+0.150
		$2H^{+} + 2e^{-} \rightarrow H_2$
MAS ANÓDICO (MAYOR TENDENCIA A LA CORROSIÓN)	$Pb^{2+} + 2e^{-} \rightarrow Pb$	-0.126
	$Sn^{2+} + 2e^{-} \rightarrow Sn$	-0.136
	$Ni^{2+} + 2e^{-} \rightarrow Ni$	-0.250
	$Co^{2+} + 2e^{-} \rightarrow Co$	-0.277
	$Cd^{2+} + 2e^{-} \rightarrow Cd$	-0.403
	$Fe^{2+} + 2e^{-} \rightarrow Fe$	-0.440
	$Cr^{3+} + 3e^{-} \rightarrow Cr$	-0.744
	$Zn^{2+} + 2e^{-} \rightarrow Zn$	-0.763
	$Al^{3+} + 3e^{-} \rightarrow Al$	-1.662
	$Mg^{2+} + 2e^{-} \rightarrow Mg$	-2.363
	$Na^{+} + e^{-} \rightarrow Na$	-2.714

Tabla 3 Serie de potenciales de reducción estándar (3).

En el proceso de corrosión del hierro, los iones hierro migran al electrolito (reacción anódica Ec. 8), mientras que los iones hidrógeno se difunden hacia la superficie de la aleación ferrosa para reducirse con los electrones del hierro (reacción catódica Ec. 9). Sin embargo, si la solución contiene oxígeno la reacción catódica puede cambiar, si es una solución con pH básico también puede cambiar generando diferentes productos. En la Tabla 4 se muestran varios casos en los que la reducción en donde se muestran las distintas reacciones catódicas en está en función del pH.

<i>Reacción de reducción</i>	<i>Ecuación</i>
<i>Deposito de metal</i>	$M^{+n} + ne^{-} \rightarrow M$
<i>Reducción de ion metálico</i>	$M^{+n} + ne^{-} \rightarrow M^{1(n-1)}$
<i>Sin aire ni oxígeno</i>	$2H^{+} + 2e^{-} \rightarrow H_2$
<i>Reducción de oxígeno disuelto en soluciones aireadas.</i>	<p>En solución neutra o básica:</p> $O_2 + 2H_2O + 4e^{-} \rightarrow 4OH^{-}$ <p>En solución acida:</p> $O_2 + 4H^{+} + 4e^{-} \rightarrow 2H_2O$
<i>En ausencia de otras reducciones en soluciones no aireadas, reducción de agua</i>	$2H_2O + 2e^{-} \rightarrow H_2 + 2OH^{-}$

Tabla 4 Reacciones catódicas comunes para pilas galvánicas

Debido a que la corrosión depende del electrolito y la concentración de sus elementos en disolución, esta puede variar en función del sistema; de tal manera que la capacidad de oxidación o reducción se verá modificada, afectando directamente el valor del potencial de la celda. El efecto de la concentración de iones metálicos sobre el potencial de reducción estándar está dado por la ecuación de Nernst Ec. 11. (3)

$$E = E_0 + \frac{0.0592}{n} \log C_{ion}$$

Ec. 11 ecuación de Nernst

Donde:

E = Potencial de reducción

E₀ = Potencial de celda estándar

n = Número de electrones transferidos

C_{ion} = Concentración iónica molar

La constante de concentración iónica molar se puede obtener de la siguiente forma para una reacción global, Para una reacción global, Ec. 12:



$$C_{ion} = \frac{C^c * D^d}{A^a * B^b}$$

Ec. 12 Constante de concentración iónica molar

Mediante la ecuación de Nernst se puede saber si la concentración favorece a la reducción o a la oxidación ya que la concentración del electrolito es directamente proporcional al potencial de celda.

Como se vio con anterioridad, al obtener los potenciales de corrosión se obtiene un valor que nos puede indicar la tendencia de un metal a corroerse. Sin embargo, la corrosión es un proceso que involucra tanto la transferencia de electrones como de material que se pierde en cada sistema en particular. El parámetro de velocidad de corrosión involucra estos conceptos y de ellos se puede saber la cantidad de material perdido en función del tiempo.

En el caso particular donde un metal es uniformemente corroído o electrodepositado en un cátodo, en una disolución acuosa la velocidad de corrosión se puede determinar mediante el empleo de la ecuación de Faraday, Ec. 13.

$$w = \frac{ItM}{nF}$$

Ec. 13 ecuación de Faraday

Donde

$w = \text{Peso del metal corroído o electrodepositado } \left[\frac{g}{t}\right]$

$I = \text{Intensidad de corriente}$

$M = \text{Peso atómico del metal } \left[\frac{g}{mol}\right]$

$n = \text{Número de electrones por átomo producidos o consumidos}$

$F = \text{Cte. Faraday, } 96500 \left[\frac{C}{Mol}\right]$

La velocidad de corrosión también puede expresarse en términos de la densidad de corriente. De tal forma que la Ec. 13 puede expresarse Ec. 14 :

$$w = \frac{iAtM}{nF}$$

Ec. 14 ecuación de velocidad de corrosión en términos de la densidad de corriente.

Donde:

$$i = \text{densidad de corriente} \left[\frac{A}{\text{cm}^2} \right]$$

$$A = \text{area} [\text{cm}^2]$$

Experimentalmente se puede obtener la velocidad de corrosión de un sistema mediante técnicas electroquímicas (que se verá más adelante) o incluso mediante el empleo de técnicas gravimétricas; en donde se evalúa la pérdida de peso de un sistema metálico sometido a la acción de un electrolítico específico, durante un intervalo de tiempo determinado.

Cuando suceden las semi reacciones de la celda electroquímica sucede un fenómeno denominado polarización el cual se refiere a la variación de los potenciales de electrodo desde el equilibrio hasta un valor constante (E_{corr}) y un flujo de corriente neto (i_{corr}).

La Fig. 23 Fig. 23 polarización de los potenciales del cátodo de hidrógeno y del ánodo de hierro. muestra el comportamiento de las semirreacciones de las Ec. 8 y Ec. 9. El punto A y B representan el potencial estándar de la Tabla 3, el punto C, equilibra la reacción de corrosión global. La línea BC pertenecen a la reacción anódica y la línea AC a la reacción catódica, estableciendo un punto de intersección, C, donde la reacción global mantiene un valor constante de potencial y corriente (E_{corr} e i_{corr}).

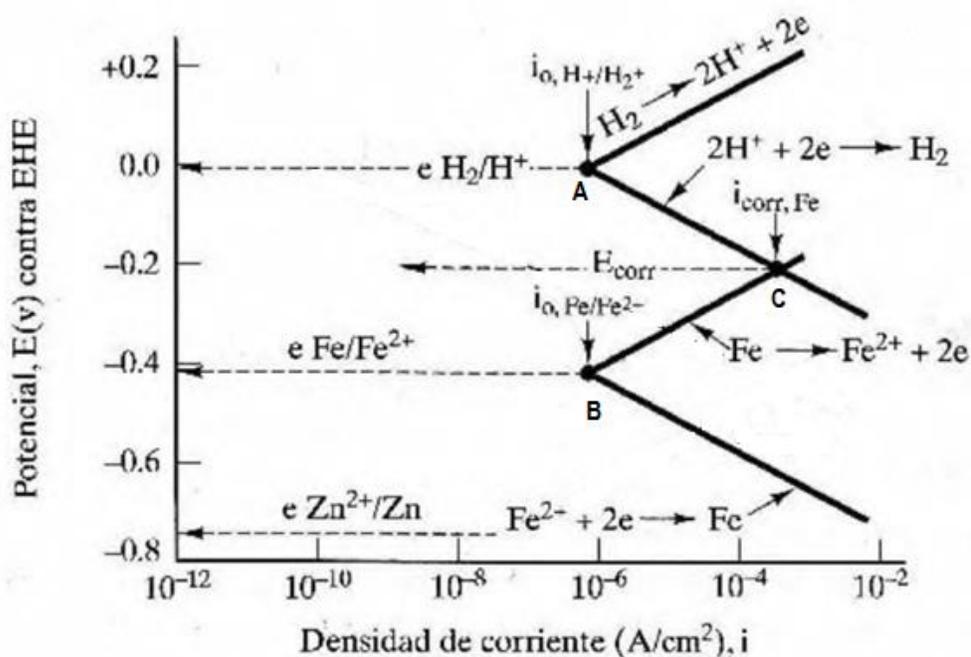


Fig. 23 polarización de los potenciales del cátodo de hidrógeno y del ánodo de hierro. (4)

En algunos metales se puede producir el fenómeno de **pasivación**, en el que en la superficie del metal se forman capas de óxidos protectores que inhiben el avance del fenómeno de corrosión; esto se traduce en una pérdida de reactividad electroquímica bajo la acción de determinadas condiciones medioambientales.

1.9 Técnicas electroquímicas

Se trata de distintas técnicas, que se centran en el estudio de los parámetros químicos características del proceso de corrosión, para con ello poder realizar una caracterización electroquímica del sistema de estudio. En este trabajo se explicarán brevemente 2 de estas técnicas, dado que son las que se van a emplear en la parte experimental:

1.9.1 Ruido electroquímico

La técnica de ruido electroquímico es una técnica que busca medir las variaciones en potencial y corriente de manera simultánea en un sistema de corrosión (8). En esta técnica no se perturba el sistema con ningún tipo de señal, solamente se captan las señales de potencial y corriente características del sistema. El término “ruido”, en este caso, no hace referencia al sonido, si no a las variaciones u oscilaciones de la corriente y el potencial propias del sistema. Al monitorear el comportamiento de los parámetros propios del sistema se puede usar la analogía de la ley de ohm para obtener la resistencia al ruido electroquímico. Esta resistencia tiene una equivalencia con la resistencia a la polarización.

Las oscilaciones que se presentan en las series de potencial y corriente de un sistema pueden deberse a fenómenos de transferencia de carga, producción de picaduras o a la resistencia de la disolución debido a nucleación, crecimiento y/o desprendimiento de burbujas.

Dentro de las características de la técnica, se considera que el ruido varía con frecuencia durante el periodo de tiempo, con lo cual se considera que no se obtiene una señal estacionaria. Las amplitudes de la señal generalmente se encuentran entre los mili y micro, ya sea para el voltaje o para la corriente.

Esta técnica considera 2 métodos de análisis, uno visual mediante las *series de tiempo* el cual consiste en examinar las gráficas de potencial y corriente identificando detalles del comportamiento. El segundo método se enfoca en la *cuantificación estadística*, considerando la media o promedio para calcular el *índice de localización* que define que tipo de mecanismo de corrosión que se está llevando a cabo.

1.9.2 Espectroscopia de Impedancia Electroquímica

Esta técnica experimental se perturba al sistema con una señal de corriente alterna de poca amplitud para obtener la respuesta del sistema o electrodo de trabajo. La principal diferencia respecto a la técnica de ruido electroquímico radica en que la técnica de audio no se aplica una excitación externa.

La perturbación que se le aplica al sistema de estudio es muy pequeña para que la técnica no sea destructiva. Mediante esta técnica se obtienen como respuesta series de corriente y voltaje respecto al tiempo, para obtener la impedancia del sistema a distintas frecuencias y así completar un espectro de impedancia (8). En esencia los datos obtenidos mediante esta técnica son muy similares a los obtenidos mediante técnicas que utilizan corriente directa, pero la diferencia radica en que este ensayo no es destructivo y la interpretación de los datos.

Dado que la impedancia se considera como la resistencia cuando se habla de corriente directa, se puede emplear la ley de ohm para su estudio, Ec. 15.

$$V = IZ$$

Ec. 15 Ley de ohm para impedancia, V = Potencial, I = Corriente y Z = Impedancia.

En donde la impedancia Z, dependerá de la frecuencia de la señal dado que es corriente alterna, por lo que es necesario para su estudio del empleo de coordenadas complejas.

Una de las bondades de tomar en cuenta el espectro de impedancia, es que nos permite identificar y cuantificar las partes del sistema en función de la frecuencia. De tal forma, que a altas frecuencias se pueden obtener la respuesta de la disolución, resistencia, y a bajas frecuencias, diferentes tipos de procesos que se pueden asociar a fenómenos de difusión o de adsorción

De la técnica se obtienen gráficos con los cuales se puede interpretar la información; estos gráficos se conocen con el nombre de gráficos de Nyquist y Bode, en función de lo que se represente en ellos.

Los gráficos de Nyquist son conocidos como gráficos del plano complejo, pues separan la señal entre la impedancia real, Z' , e imaginara Z'' . La Fig. 24 muestra un gráfico de Nyquist para un sistema simple.

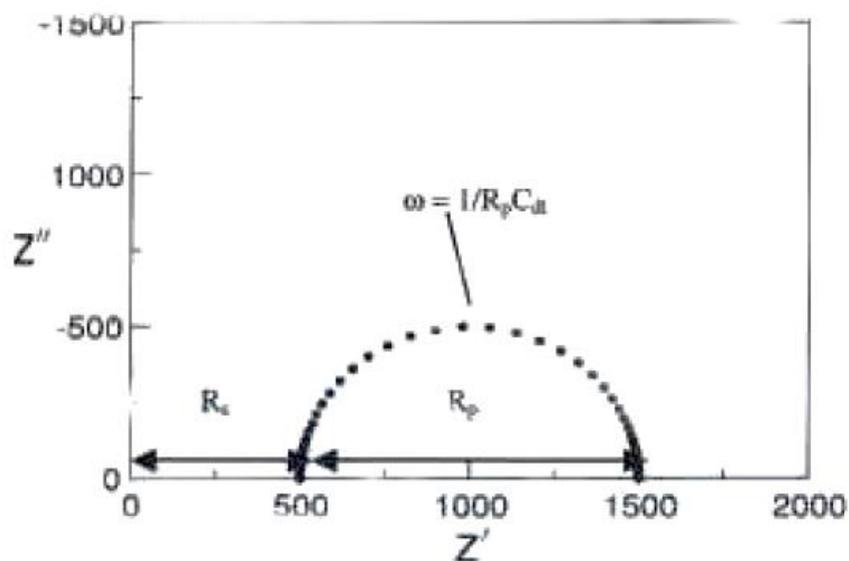


Fig. 24 Diagrama de Nyquist para un circuito equivalente simple de corrosión. (8)

Del gráfico de la Fig. 24, se puede conocer la resistencia de la disolución en el límite de alta frecuencia en el eje real, Z' . En el límite a baja frecuencia se lee la suma de las resistencias de distintos procesos presentes en el sistema. La capacitancia se calcula conociendo la frecuencia en el máximo de la curva.

Los gráficos de bode son representaciones de la impedancia y el ángulo de fase frente a la frecuencia

CAPITULO 2: Desarrollo Experimental

En este capítulo se describe la preparación y los ensayos realizados para el estudio de la microestructura y propiedades electroquímicas y mecánicas de distintas aleaciones del sistema Hierro Carbono. Los materiales seleccionados para este estudio son 6 materiales ferrosos; dos sistemas invariantes y 4 fundiciones. Respecto a los aceros se seleccionaron los correspondientes a los puntos invariantes; es decir, la composición eutectoide 0.77%wt C y la composición eutéctica 4.3%wt C. Dichas muestras, se manufacturaron en el instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales (IIMM) de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo por el Dr. Arnoldo Bedolla Jacuinde; Las otras muestras pertenecen a la familia de las fundiciones y que se obtuvieron en la Facultad de Química de la UNAM. La composición de dichas fundiciones se muestra en la tabla de composiciones de a continuación, Tabla 5.

Pieza	Hierro colado	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Mg	%Cu	%Ni	%Cr	%Mo	%V	%Al	%Pb	%Ti	%Nb
1	H. Gris	3.361	2.010	0.469	0.021	0.017	-----	0.265	0.032	0.078	<0.05	0.017	<0.005	0.002	0.013	0.006
2	H. Vermicular	3.538	2.001	0.774	0.037	0.025	0.011	0.598	0.039	0.090	<0.05	0.009	0.005	0.003	0.012	0.006
3	H. Nodular	3.671	1.950	0.776	0.033	0.014	0.056	0.580	0.039	0.092	<0.05	0.007	0.010	0.002	0.011	0.006
4	H. Gris	3.621	2.602	0.498	0.032	0.016	-----	0.232	0.037	0.093	<0.05	0.010	<0.005	0.003	0.036	0.007

Tabla 5 Composiciones de las muestras de hierros colados.

2.1 Obtención Metalográfica y tamaño de grano

EL proceso de preparación superficial para obtener la metalografía de los sistemas invariantes se realizó de la siguiente manera; se prepararon las superficies con lijas de agua de tamaño de grano 80, 120, 220, 320, 400, 500, 600, 800, 1000 y 2000. Cabe mencionar, que antes de cambiar de lija se limpió bien la superficie para evitar la presencia de rebabas metálicas y se cambió el sentido de lijado. Buscando obtener una superficie lo más libre de líneas posibles, posteriormente se pulieron las muestras con alúmina blanca de 0.3 micras, hasta acabado espejo. Para revelar la microestructura se utilizó Nital al 1%.

El proceso de preparación superficial para el caso de las fundiciones se realizó de una forma análoga al seguido para los aceros, con la salvedad que el proceso de lijado terminó con el empleo de la lija tamaño de grano de 1000. Posteriormente, se dio un acabado espejo puliendo con alúmina blanca de 0.3 micras y finalmente se usó Nital a 1%wt (salvo para el caso de la medición de las hojuelas de grafito, donde no fue necesario el ataque).

Para visualizar las muestras y conseguir las fotografías de la microestructura, se utilizó un microscopio óptico, Leika modelo Epivert, con la cámara Olympus y el software iworks©. Gracias al empleo de estos equipos se consiguieron las fotografías de los sistemas a estudio con los aumentos x5, x10, x20, x50, x100. Para la medición del tamaño de grano también se utilizó el mismo software por medio del método de intercepción lineal, de acuerdo con la sección 1.3 de este documento.

Para el caso de las fundiciones, se evaluó el tamaño de las formaciones de grafito de acuerdo con la norma ASTM A247 – 19.

2.2 Tratamientos térmicos

Además del estudio de los sistemas normalizados, se realizaron dos tratamientos térmicos para los sistemas de los puntos invariantes, un ciclo de recocido y temple; para lo cual, en el caso del tratamiento del acero eutectoide, se utilizó como guía el diagrama isotérmico de la Fig. 22, para determinar el tratamiento a seguir. Los ciclos térmicos seguidos se detallan a continuación:

Para el sistema eutectoide y eutéctico, el recocido se realizó subiendo la temperatura a 780°C introduciendo la pieza al horno por 25 minutos y dejando enfriar dentro del horno alrededor de 24 horas; las suficientes para que la temperatura del horno alcanzara la temperatura ambiente.

Para el temple de este mismo acero, se precalentó el horno a una temperatura de 780°C posteriormente se introdujo la pieza en el horno por 25 minutos para conseguir la homogenización de la austenita. Una vez transcurrido el tiempo, la pieza se enfrió en agua a temperatura ambiente. En el caso del sistema eutéctico se utilizó el mismo procedimiento.

Para el caso de las fundiciones, no se realizó ningún tipo de tratamiento debido a la alta concentración de carbono presentes en estos sistemas.

A continuación, se detallan los ensayos de caracterización utilizados para el estudio de estas aleaciones. Cabe recordar, que los resultados experimentales de esta tesis se utilizaron para completar los datos utilizados en la herramienta virtual que ayude a desarrollar. En el ANEXO A - Elaboración del atlas metalográfico de esta tesis donde se presentan algunas capturas de pantalla de la página web.

2.3 Micro dureza

Las pruebas de micro dureza se llevaron a cabo acorde a la norma ASTM E-384, realizando varias microindentaciones Vickers en las distintas fases de cada uno de los materiales de estudio; de tal forma que se obtuvo un promedio de dureza general. Para este ensayo se utilizó un Micro durómetro digital Vickers modelo HVS-1000 y los parámetros del proceso fueron seleccionados de acuerdo con el manual de uso del equipo. (9). Es decir, se utilizó una carga de 0.1 kg aplicando la carga por 10 s.



Fig. 25 Micro durómetro Digital Vickers modelo HVS-1000

2.4 Gravimetría

Para la caracterización del comportamiento de los sistemas frente a la corrosión, se utilizó la técnica de gravimetría para poder conocer la velocidad de corrosión del sistema por pérdida de peso. A continuación, se detalla el procedimiento seguido.

Inicialmente, las piezas fueron preparadas superficialmente con un acabado con lija 600. Posteriormente, se sometieron a un tratamiento de preparación superficial de acuerdo con la norma ASTM G1-90 (10), utilizando una solución de hidróxido de sodio, zinc granulado y agua destilada. De la tabla A1.1 obtenida de la misma fuente, se obtienen las cantidades y temperatura del proceso. Para preparar la cantidad necesaria se hicieron las conversiones pertinentes en función de los datos mostrados en la tabla:

- 5 g de hidróxido de sodio
- 20 g de zinc granulado
- 100 ml de agua destilada.

TABLE A1.1 Continued

Designation	Material	Solution	Time	Temperature	Remarks
C.2.4		120 mL sulfuric acid (H ₂ SO ₄ , sp gr 1.84) 30 g sodium dichromate (Na ₂ Cr ₂ O ₇ ·2H ₂ O) Reagent water to make 1000 mL	5 to 10 s	20 to 25°C	Removes redeposited copper resulting from sulfuric acid treatment.
C.2.5		54 mL sulfuric acid (H ₂ SO ₄ , sp gr 1.84) Reagent water to make 1000 mL	30 to 60 min	40 to 50°C	Deaerate solution with nitrogen. Brushing of test specimens to remove corrosion products followed by re-immersion for 3 to 4 s is recommended.
C.3.1	Iron and Steel	1000 mL hydrochloric acid (HCl, sp gr 1.19) 20 g antimony trioxide (Sb ₂ O ₃) 50 g stannous chloride (SnCl ₂)	1 to 25 min	20 to 25°C	Solution should be vigorously stirred or specimen should be brushed. Longer times may be required in certain instances.
C.3.2		50 g sodium hydroxide (NaOH) 200 g granulated zinc or zinc chips Reagent water to make 1000 mL	30 to 40 min	80 to 90°C	Caution should be exercised in the use of any zinc dust since spontaneous ignition upon exposure to air can occur.
C.3.3		200 g sodium hydroxide (NaOH) 20 g granulated zinc or zinc chips Reagent water to make 1000 mL	30 to 40 min	80 to 90°C	Caution should be exercised in the use of any zinc dust since spontaneous ignition upon exposure to air can occur.
C.3.4		200 g diammonium citrate (NH ₄) ₂ HC ₆ H ₄ O ₇ Reagent water to make 1000 mL	20 min	75 to 90°C	Depending upon the composition of the corrosion product, attack of base metal may occur.
C.3.5		500 mL hydrochloric acid (HCl, sp gr 1.19) 3.5 g hexamethylene tetramine Reagent water to make 1000 mL	10 min	20 to 25°C	Longer times may be required in certain instances.
C.3.6		Molten caustic soda (NaOH) with 1.5–2.0 % sodium hydride (NaH)	1 to 20 min	370°C	For details refer to Technical Information Bulletin SP29-370, "DuPont Sodium Hydride Descaling Process Operating Instructions."

Fig. 26 Fragmento de la tabla "CHEMICAL CLEANING PROCEDURES FOR REMOVAL OF CORROSION PRODUCTS "(11).

Los ciclos de limpieza se llevaron a cabo acorde a la norma, midiendo el peso de las muestras entre cada ciclo y verificando que el valor del peso de inicio y después del ciclo de limpieza no variara muchísimo.

Este proceso se realizó antes y después de cumplir el periodo de inmersión de las muestras; el cual fue de 30 días en una disolución de agua destilada con cloruro de sodio al 3.5%wt NaCl.

2.4 Impedancia y ruido electroquímicos

Las muestras destinadas a las técnicas electroquímicas se les dio un acabado superficial idéntico al de las pruebas metalográficas descrito en la sección 2.1. Para la realización de dichos ensayos, se utilizó un equipo Autolab modelo PGSTAT302N (Fig. 28b) y una celda de tres electrodos, en donde se asignan las siguientes funciones; Las aleaciones seleccionadas son el electrodo de trabajo (WE, por sus siglas en inglés), como electrodo de referencia se utilizó un electrodo de plata cloruro de plata (RE, por sus siglas en inglés), y para el contra electrodo se utilizó una barra de grafito (CE, por sus siglas en inglés), como se muestra en la Fig. 27. El electrolito al cual estuvo expuesta la muestra fue el mismo utilizado en el procedimiento gravimétrico descrito anteriormente; es decir una disolución de agua destilada con cloruro de sodio al 3.5%wt NaCl. A diferencia del estudio llevado a cabo empleando el método gravimétrico, en este caso el ensayo se realizó durante 15 días consecutivos.

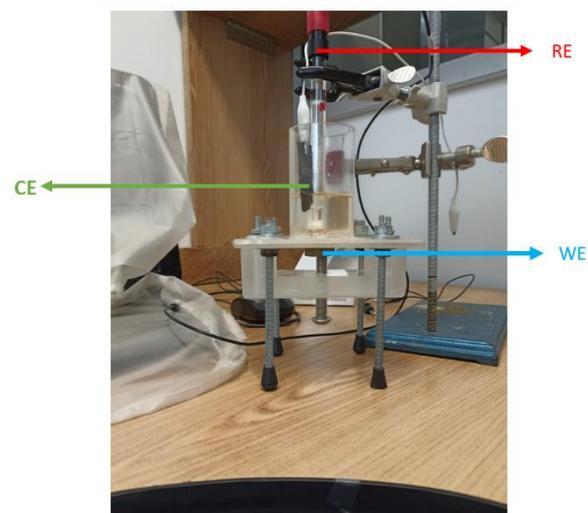


Fig. 27 Celda electroquímica, RE es el electrodo de plata cloruro de plata, CE el electrodo de grafito y WE el electrodo de trabajo asociado a cada una de las muestras.

Para la técnica de Ruido Electroquímico se utilizó un potenciostato GillAC ACM Instruments Fig. 28a, con la siguiente configuración; El electrodo de trabajo 1 se conectó al metal a estudio (W1), el electrodo de referencia se conectó a la terminal del electrodo de referencia (RE) y al contraelectrodo (punta de platino de área despreciable) se conectó como electrodo de trabajo 2 (W2). La frecuencia de muestreo fue de 0.5 (s) para un total de 4096 puntos en la serie de datos obtenida. Al igual que el ensayo de impedancia, se registraron los valores de ruido electroquímico durante 15 días consecutivos.



Fig. 28 a) Potenciostatos GillAC ACM Instruments utilizado para la técnica de Ruido Electroquímico, b) Autolab utilizado para realizar la técnica de Impedancia Electroquímica.

Como se comentó con anterioridad, para realizar la técnica de impedancia electroquímica se utilizó un potenciostato de marca Autolab, modelo PGSTAT302N, Fig. 28b, con apoyo del programa NOVA versión 2.1.2. La configuración del ensayo de impedancia fue la siguiente; El ensayo se hizo sin polarizar, en el potencial de circuito abierto (OCP, por sus siglas en inglés) y el sistema se perturbó con una señal sinusoidal

de 10 mV de amplitud para evitar dañar el sistema. El rango de frecuencias estudiado comprende las frecuencias de 0.01 Hz hasta 10^5 Hz, con 10 puntos por década.

Tanto para la técnica de ruido como para impedancia se realizaron 15 medidas repartidas en distintos intervalos de tiempo, en función de los días de asueto; por lo que en las gráficas se especificará tanto el número de la medición como las horas de inmersión.

CAPITULO 3: Análisis de Resultados

3.1 Análisis microestructural y tamaño de grano

A continuación, se presentan las microestructuras de las aleaciones estudiadas, tras el proceso de preparación metalográfica y ataque químico:

3.1.1 Eutectoide normalizado

El primer análisis corresponde al acero eutectoide, de composición 0.77%wtC

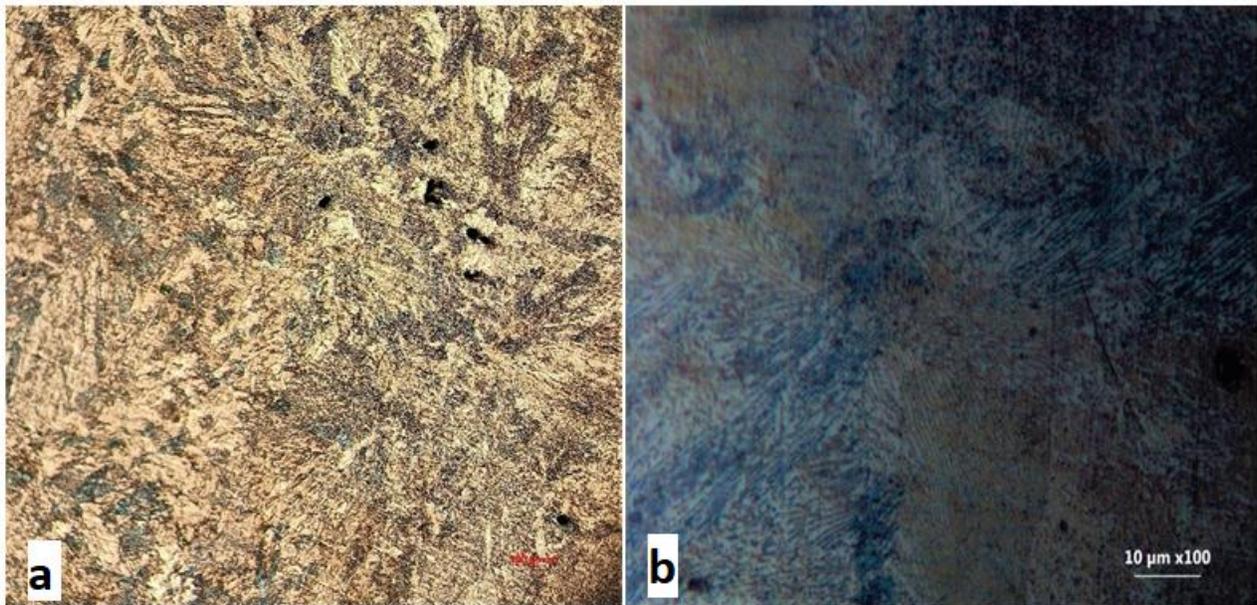


Fig. 29. Eutectoide. Micrografía a x5 y x100. Colonias de perlita fina y gruesa a lo largo de toda la microestructura.

En la Fig. 29 se muestra las micrografías del acero eutectoide con una ampliación de x5 y x100, En la imagen a 5X, no se definen claramente los bordes de grano y se nota que los granos no tienen ni geometría regular, ni una orientación preferencial. A 100x, se puede observar que esta muestra está constituida por formaciones de perlita fina y gruesa. Si bien en esta muestra los bordes de grano no parecen claros, el cambio en la orientación de la perlita hace que se puedan distinguir. La aparente falta de borde de grano se debe a la misma reacción eutectoide ya que; en las composiciones de aceros hipo e hiper eutectoides la formación de granos de fase ferrita y cementita se generan en los límites de grano austeníticos, lo que permite que se aprecie más claramente la diferencia entre las fases de la microestructura.

El tamaño de grano ASTM calculado con el programa iworks®, mediante el método de intersección se muestra a continuación, Fig. 30:

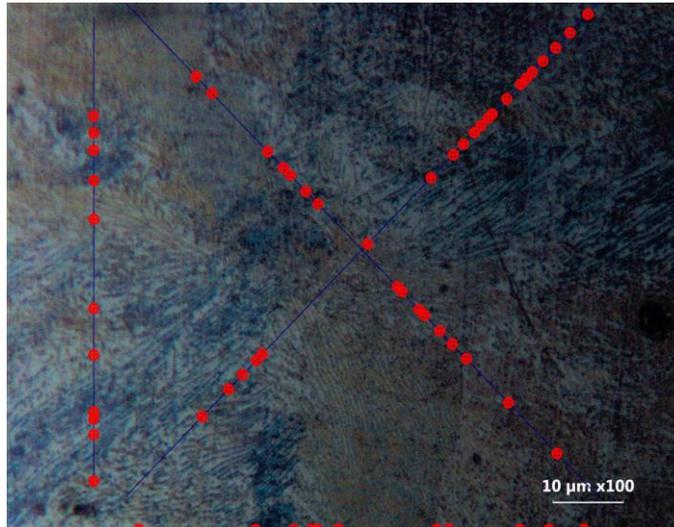


Fig. 30 Calculo de tamaño de grano por el método de intersección para el sistema eutectoide.

Los puntos rojos son las marcas de intersección obtenidas basádonos en las diferencias de orientación. El valor de tamaño de grano promedio para este acero es de 11.8 que representa un tamaño de grano pequeño. Revisando la Tabla 1, se puede comparar este valor con el intervalo de tamaño de grano pautado por la ASTM. Además, con el empleo de la Ec. 1 se puede calcular la cantidad de granos por pulgada cuadrada a 100x; obteniéndose un promedio de $N = 1771.8$ granos/pulgada².

3.1.2 Eutectoide recocido.

En esta sección se presentan las microestructuras del acero eutectoide después de someterlos a un proceso de recocido. Fig. 31a (5x) y b (100x). Al igual que en el apartado anterior, no se observa una presencia clara de los bordes de grano; siendo lo más destacable la presencia de láminas, representativas de la fase perlítica.

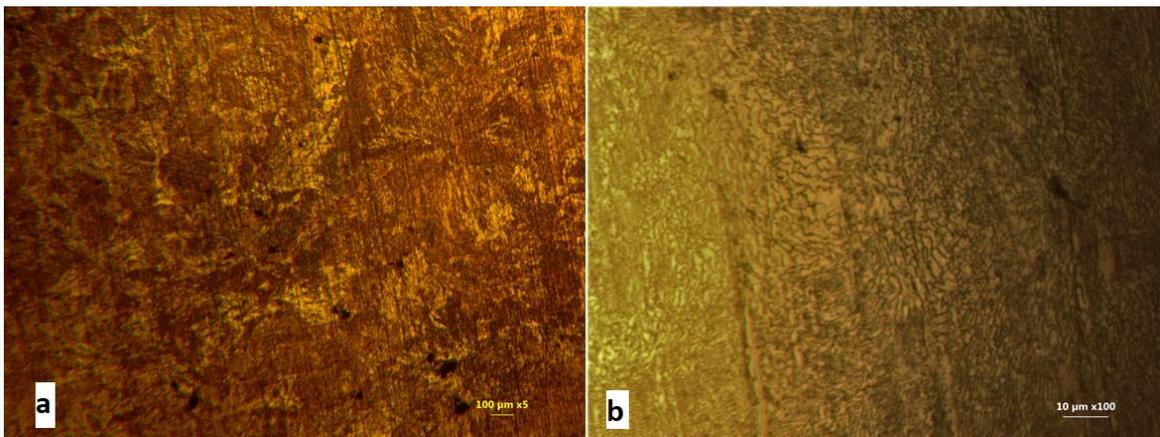


Fig. 31 Microestructura del sistema eutectoide con tratamiento térmico de recocido. a) x5 y b) x100

La comparación entre las imágenes de la Fig. 31 es un tanto similar a la de la figura Fig. 29, del sistema normalizado. Siendo la diferencia de tonalidades la diferencia más aparente. En la imagen de la Fig. 31a, se puede apreciar que las colonias de perlita siguen teniendo orientaciones no preferenciales; incluso a x100, Fig. 31b, se siguen observando colonias de perlita que no muestran límites de granos aparentes, lo más destacable es la apariencia de la perlita, ya que, en comparación con el sistema normalizado, la forma característica de esta se nota ensanchada, propias de un crecimiento de perlita gruesa.

El acero eutectoide con recocido en principio debería presentar granos de mayor área que el sistema normalizado, dado que el enfriamiento se realizó lentamente dentro del horno durante casi 24 horas. Este tiempo resulta suficiente para que los núcleos de austenita se expandan y se transformen en la microestructura eutectoide al enfriarse. Sin embargo, a simple vista, el tamaño de grano parece muy similar al del sistema normalizado. Lamentablemente debido a la poca definición de los granos del material, no se pudo determinar el tamaño de grano bajo la metodología de intersección.

3.1.3 Eutectoide temple

En esta sección se presenta la microestructura del último tratamiento realizado al sistema eutectoide, temple en agua a temperatura ambiente, Fig. 32 a) (5x) y b) (100x).

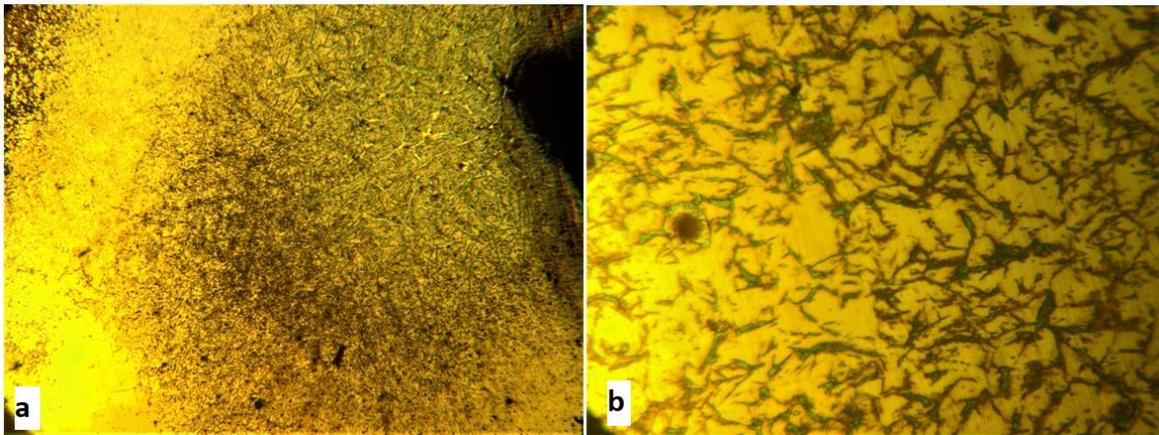


Fig. 32 Microestructura del sistema eutectoide con tratamiento térmico de temple. a) x5 y b) x100.

La Microestructura obtenida del tratamiento de temple para el acero eutéctico se representa en la imagen de la Fig. 32. Es llamativo el cambio en la morfología de las fases presentes en la muestra, respecto a los del mismo sistema normalizado y recocido, en donde ya no aparece la forma característica de la perlita. En la imagen a, (5x) se aprecian zonas, al centro y a la derecha de la fotografía, donde el ataque químico hizo efecto cambiando la tonalidad del material. Este cambio de tonalidad es, indicativo de la reacción del nital con la fase distinta probablemente rica en carbono. Se puede observar la formación de una fase oscura de morfología alargada y puntiaguda; parecida en cierta medida a la formación acicular de la martensita. En la Fig. 32b, (100x), se observan más a detalle dicha microestructura. Ciertamente la imagen de la Fig. 10 no se parece mucho a esta imagen y esto puede deberse a la magnificación de la fotografía o a cambios en el ataque químico utilizado, los cuales no están especificados; sin embargo, en la siguiente imagen Fig. 33 se

presenta una imagen de una cero con alto contenido de carbono donde se aprecia una formación martensítica, obtenida de la fuente (11), que guarda cierto parecido con la microestructura obtenida en la Fig. 32b.



Fig. 33 Micrografía de un acero con 1.86%wt C atacado con nital al 2% para revelar agujas martensíticas con granos de austenita y ledeburita en las fronteras de grano. Fotografía a x500 (11).

Se puede apreciar que la Fig. 33 es bastante similar a la microestructura de la Fig. 32b. La diferencia más sustancial se puede notar en el espesor aparente que tienen las agujas de martensita en la Fig. 32, pero la magnificación, 100 aumentos en la Fig. 32b vs. 500 aumentos en la Fig. 33, no permite hacer una comparación muy exacta. En la Fig. 33 se aprecia que la fase martensítica se torna oscura al ser atacada por el nital por lo que es altamente probable que las formaciones oscuras de la Fig. 32b sean martensita, aunque en comparación parece una fase más ancha y sus bordes parecen menos anguloso.

Es importante mencionar que debido al escaso margen de tiempo que se tiene para realizar el tratamiento térmico, como se puede ver en el diagrama de la Fig. 22, obtener una microestructura 100% martensita es muy complicado, debido a las limitaciones físicas para realizar dicho enfriamiento en un medio templante como es el agua a temperatura ambiente, por lo que el proceso de temple realizado pudo haber desencadenado la formación de alguna microestructura bainítica; que como se mencionó en la sección 1.5 es una microestructura que no es posible visualizarla con un microscopio óptico. Dado que la microestructura de la Fig. 32b no permite un análisis más a profundidad, debido a las limitaciones del microscopio, sería conveniente contar con un equipo que tenga mayor capacidad de magnificación para tener una imagen mucho más detallada. Por lo que en esta tesis se utilizaran otras técnicas experimentales para completar el análisis. Concretamente, más adelante, se utilizará el análisis de microdureza para confirmar si la microestructura obtenida coincide con la martensita.

El análisis de tamaño de grano de este sistema se presenta a continuación, Fig. 34:

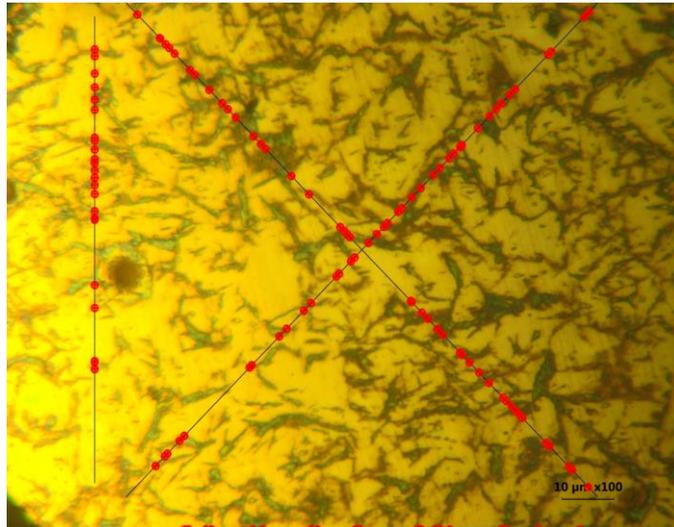


Fig. 34 Micrografía del sistema eutectoide con temple sobre la tecnica de interseccion para el calculo de tamaño de grano.

El valor de tamaño de grano obtenido fue de 13, ASTM 13, el valor del tamaño de grano resulta pequeño debido al número elevado de intersecciones; lo que sería esperable en una microestructura martensítica. De acuerdo con la Tabla 1, para un ASTM de 10 se encuentran desde 384 hasta 768 granos por pulgada cuadrada; lo que en este caso el valor será superior a esa cantidad.

3.1.4 Eutético normalizado.

Los resultados de la metalografía para la aleación eutética de hierro carbono con normalizado, correspondiente a la composición de 4.3%wt C se muestra en la Fig. 35a (10x) y b (100x). Fig. 35 Micrografía del acero eutético a) x10 y b)100x

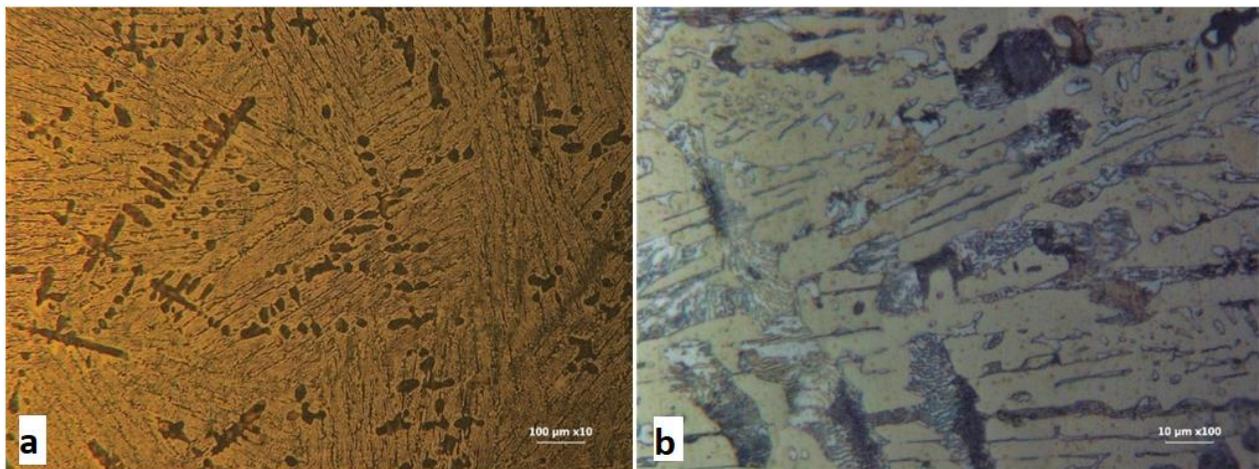


Fig. 35 Micrografía del acero eutético a) x10 y b)100x.

En la microestructura de la Fig. 35a, se aprecia una formación del tipo dendrítica. Al analizar la imagen magnificada de la Fig. 35b, se puede observar la presencia de ledeburita, parecida a la de la Fig. 17. Dicha imagen muestra claramente la presencia de una matriz de tono claro, que pertenece a la fase metaestable cementita, que rodea a las zonas perlíticas. Retomando el diagrama de la Fig. 12, se puede predecir el cambio de microestructura que sufre esta aleación a medida que se va enfriando; al tratarse de la composición de una reacción de tipo eutéctica la temperatura de transición de este sistema toma un valor de 1130°C (la temperatura de transición de líquido a sólido será menor que la temperatura de fusión de los elementos puros que componen la aleación). Además, no hay constituyentes proeutécticos, por lo que la solución líquida pasará a estar conformada por los granos de austenita con la fase metaestable, cementita. La cantidad de dendritas de austenita formadas en la microestructura se debe al tiempo de solidificación, en este caso los granos de austenita no tienen tiempo suficiente para acrecentar su área; por lo que las redes dendríticas estarán formadas por varios núcleos de no mucha extensión, que solidifican rodeándose de carburo de hierro, cementita. Inmediatamente después de que el sistema pierda temperatura por debajo de la línea eutectoide (723°C) las dendritas de austenita se transformarán en perlita. Esta microestructura es típica de los hierros fundidos blancos (5).

De las propiedades mecánicas de esta aleación, llama la atención el incremento tanto de dureza como de resistencia al desgaste ocasionado por la presencia de cementita. Como consecuencia de este incremento, el sistema muestra poca capacidad de maquinado y alta fragilidad.

El tamaño de grano calculado para este sistema se muestra a continuación en la Fig. 36:

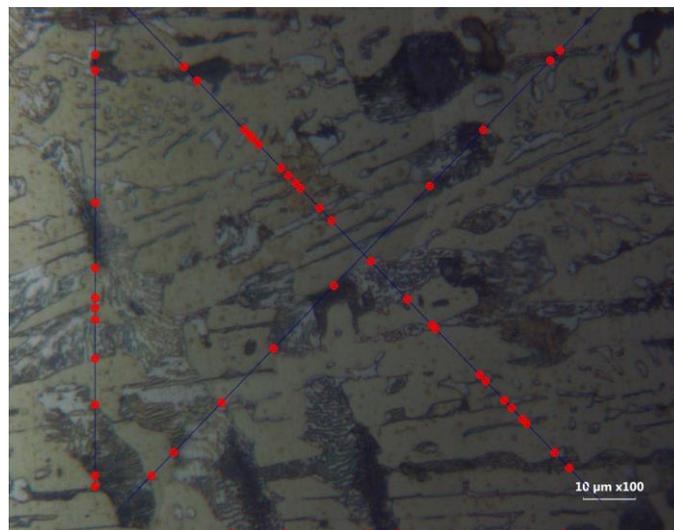


Fig. 36 Líneas de intersección para el cálculo del tamaño de grano del sistema eutéctico.

El tamaño de grano de este sistema da un valor menor que el obtenido para el sistema eutectoide normalizado, Fig. 30. El cálculo del tamaño de grano para esta muestra da un valor de 8.4 según el cálculo marcado por la norma ASTM, y el cálculo de N Ec. 1 da un valor de 167 granos/pulgadas².

3.1.5 Eutéctico recocido.

La fotografía de la microestructura que se muestra a continuación, Fig. 37, corresponde a la aleación eutéctica de hierro carbono con recocido:

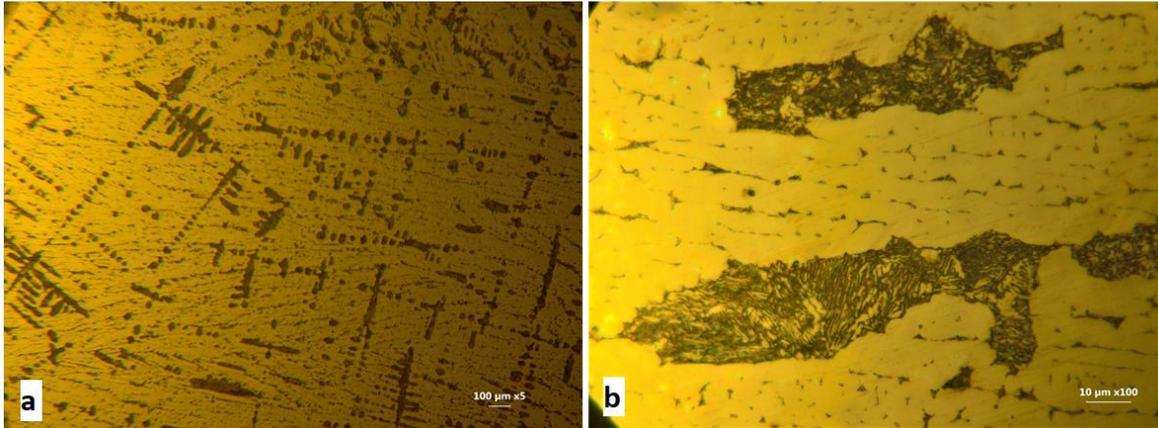


Fig. 37 Metalografía del acero eutéctico con tratamiento térmico de recocido. a) x5 y b) x100.

La Fig. 37 muestra la microestructura del acero eutéctico tras el tratamiento de recocido. Al igual que en el sistema anterior, en Fig. 37a, (5x) se aprecia una estructura dendrítica que a mayor magnificación muestra la morfología perlítica característica. Si se comparan estas imágenes con el sistema eutéctico normalizado, la Fig. 35, a simple vista parece que no hubo un cambio en la microestructura. Sin embargo, la fase perlítica presenta tamaños de grano más grande y la cementita que los rodea se muestra con una mayor homogenización, por lo que más que una red de carburo de hierro pareciera ser una matriz casi completamente formada.

Los resultado del tratamiento térmico de recocido presentan una diferencia relativamente pequeña respecto al sistema normalizado, debido a que la cementita está presente en la aleación desde valores de temperatura inmediatamente inferiores a los de la temperatura eutéctica y los parámetros utilizados en el tratamiento térmico no son lo suficientemente elevados para conseguir disolverla; por lo que los cambios más significativos ocurrirán en las zonas dendríticas, austenita, donde la formación perlítica aparece como producto de la reacción eutectoide. Concretamente, se aprecia un aumento de tamaño y un oscurecimiento de los granos de perlita; lo que indica una presencia más intensa del carburo de hierro, cementita y, por tanto, una disminución de la presencia de ferrita. Cabe señalar, que en este sistema tampoco se logró la grafitización del carburo debido al tiempo de tratamiento; para conseguir dicho proceso se necesitaría mantener la temperatura de recocido por al menos 20 horas (5).

A pesar de que la aleación de composición eutéctica es en esencia una fundición, no llega a clasificarse como tal dada la falta de presencia de silicio. De existir una alta cantidad de silicio (entre el 2% y el 3%) la red de cementita se hubiera disociado evolucionando a una fase más estable del carbono como lo es el grafito, formando una matriz perlítica con grafito revenido.

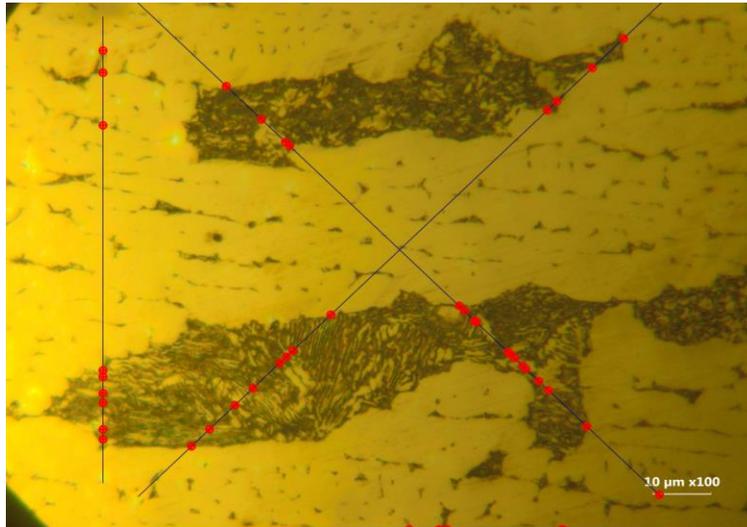


Fig. 38 Cálculo de tamaño de grano ASTM del Eutéctico con recocido.

El análisis de tamaño de grano ASTM de este acero se representa en la Fig. 38 y se obtuvo un valor de 8.073, al que corresponde un $N = 135$ granos / pulgada²; que en contraste con su homólogo sin tratamiento térmico son 32 granos menos por cada pulgada cuadrada. Esto indica que hay una menor concentración de granos y, por lo tanto, se espera que su tamaño sea mayor. Comparando las imágenes de ambos sistemas a $\times 100$ aumentos, para el sistema recocido se aprecia la presencia de dos granos grandes de perlita rodeado de la matriz, mientras que para el eutéctico normalizado se observa la presencia de un mayor número de granos perlíticos, pero de menor tamaño. Los resultados de microdureza se presentarán más adelante; sin embargo, es lógico pensar que este material presentará un promedio de dureza menor al de su análogo normalizado.

3.1.6 Eutéctico temple

En la Fig. 39 se observa el resultado del tratamiento térmico de temple en la aleación eutéctica. En la Fig. 39a (10x) se observa que no hubo un cambio aparente respecto a los anteriores sistemas eutécticos, se observa una morfología dendrítica con la presencia de una red de cementita que sigue constante por casi toda la superficie en formaciones interdendríticas. En la imagen Fig. 39b (100x) se puede observar que las fases oscuras que anteriormente mostraban formaciones perlíticas ahora han cambiado de tal forma que ya no se aprecia esa estructura laminar; es como si las fases ferríticas se hubieran acomodado en forma de islas en formaciones interdendríticas, como resultado del rápido enfriamiento utilizado en el tratamiento térmico. Probablemente, la formación de las láminas de ferrita de la perlita se interrumpió quedándose atrapadas en forma de islas y rodeadas de cementita.

Debido a la temperatura utilizada para realizar este tratamiento térmico, este sistema tendría que mostrar un cambio en las áreas perlíticas, dado que la matriz de cementita se forma desde la temperatura eutéctica y solamente la perlita se forma a la temperatura eutectoide, como fue el caso del anterior sistema.

Por lo tanto, llevar a cabo el tratamiento térmico, las fases austeníticas se deberían haber transformado en martensita, obteniéndose una matriz de cementita con áreas martensíticas. Sin embargo, la microestructura martensítica obtenida tiene una apariencia distinta a la morfología acicular que comúnmente exhibe. Las limitaciones del microscopio utilizado no permiten realizar mayores ampliaciones para observar con más detalle las posibles zonas martensíticas; por lo que más adelante se realizara el estudio de la microdureza para analizar esta microestructura con más a detalle.

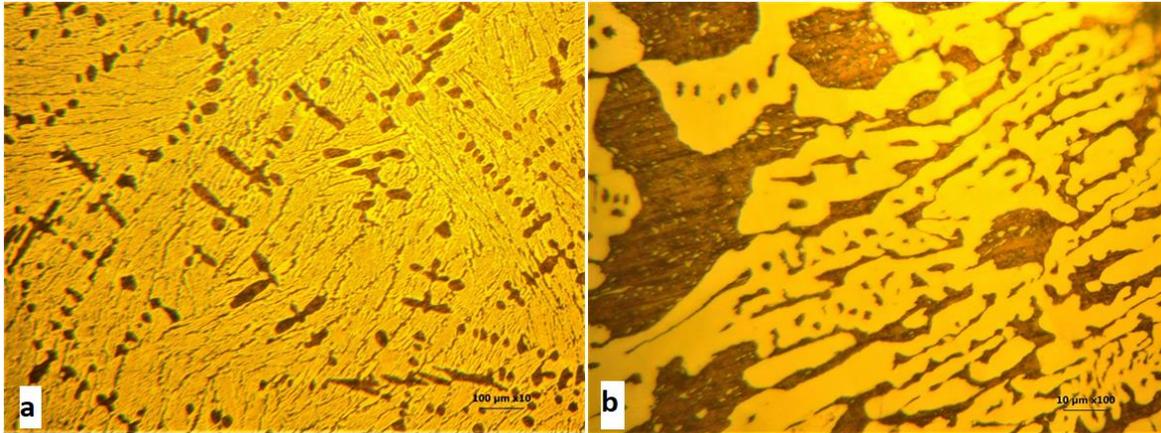


Fig. 39 Microestructura del eutéctico con temple. a) imagen a x10. b) Imagen a x100.

En la Fig. 40 se representa el análisis del tamaño de grano para el eutéctico con temple. Teniendo en cuenta las intersecciones apreciables a este aumento, se obtuvo un tamaño de grano con un valor de 12; lo cual, a pesar de la incertidumbre de la presencia de martensita en las fases interdendriticas, indica un menor tamaño de grano que el obtenido con el tratamiento de recocido y la pieza normalizada. Este hecho es lo esperado según el tratamiento térmico aplicado.

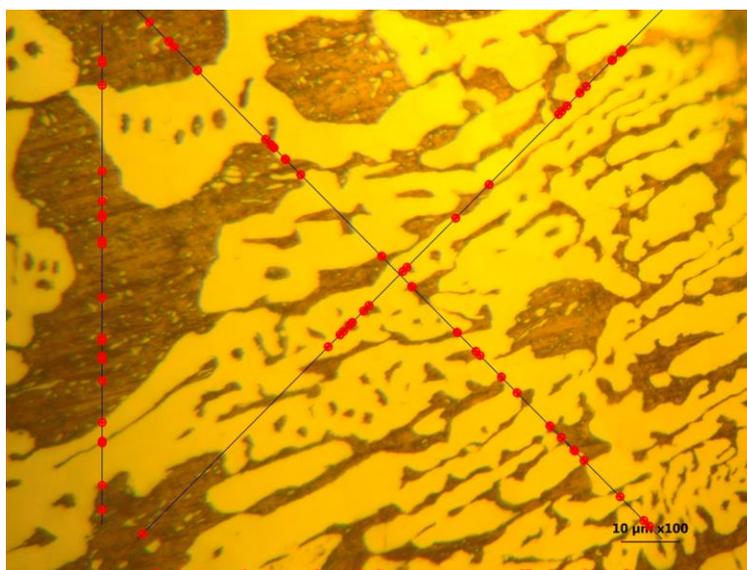


Fig. 40 Calculo de tamaño de grano ASTM de la pieza de acero eutéctico con temple.

A continuación, se presenta el estudio de las microestructuras de las fundiciones seleccionadas:

3.1.7 Fundición gris

Respecto a este sistema hay que recordar que hay dos muestras de composición distinta, muestra 1 y 4 de la Tabla 5, pero que entran dentro de la categoría de fundición gris, y que se representaran conjuntamente en esta sección:

Muestra 1

Los resultados de micrografía correspondiente a la fundición gris de la muestra 1 se presentan en la Fig. 41a, b, c y d:

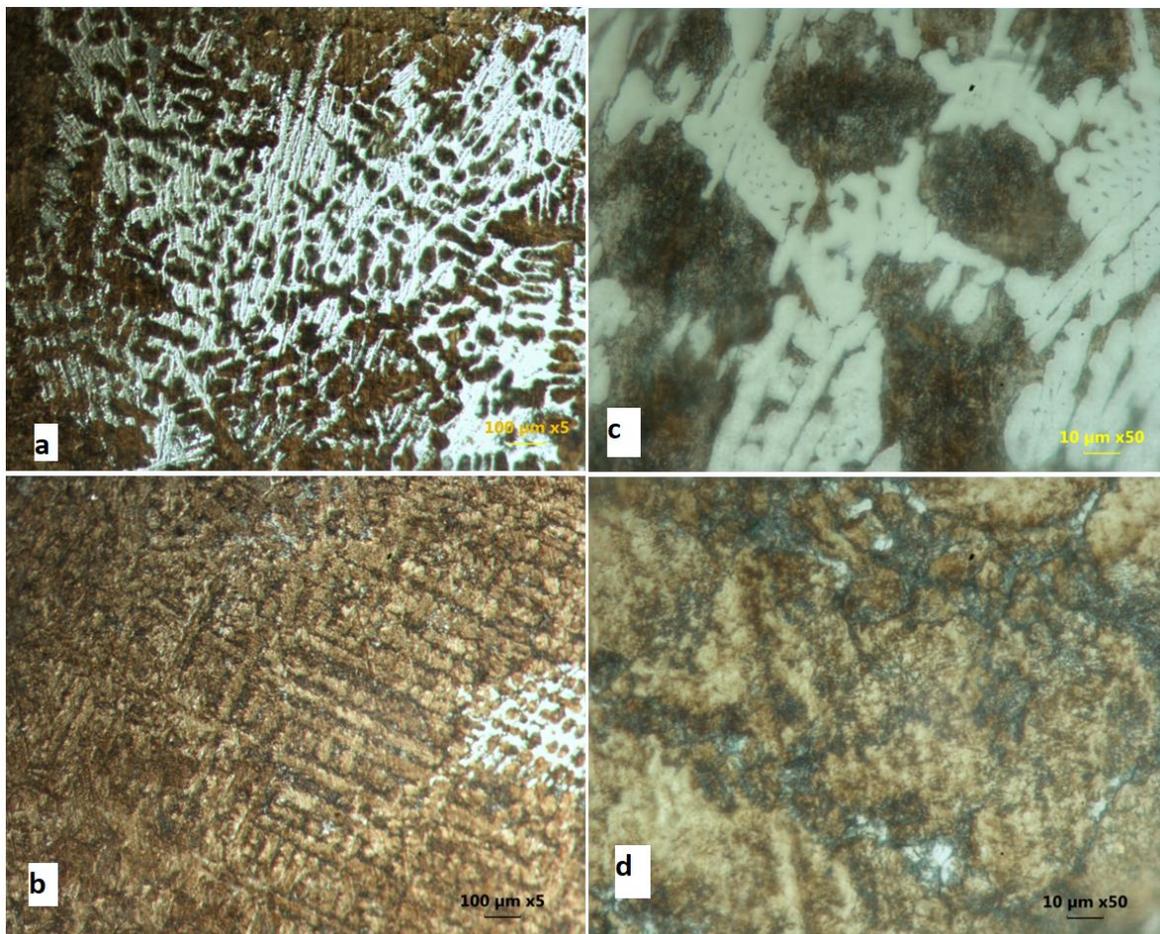


Fig. 41 Microestructuras de la fundición gris 1 a) y c) muestras con ataque químico con una magnificación de 5x y 50x, respectivamente, que muestran una zona con presencia de ledeburita, b) y d) muestras con ataque químico con una magnificación de 5x y 50x, respectivamente, que muestran las hojuelas de grafito interdendríticas con orientación preferencial.

En las imágenes de la Fig. 41a) se puede apreciar una morfología dendrítica, zonas oscuras, sobre una matriz clara. La zona clara probablemente esté conformada por perlita, teniendo en cuenta las composiciones del sistema (Tabla 5); mientras que la zona oscura son hojuelas de grafito formadas por segregación

interdendritica (5). Este tipo de hojuelas son formaciones causadas por la diferencia de temperatura de fusión de los componentes. Las hojuelas en forma de escamas son características del hierro gris y su presencia permite confirmar que se trata de este tipo de fundición.

Este tipo de hojuelas se forman como resultado de la grafitización del eutéctico cuando el hierro es de muy alta pureza o por un enfriamiento rápido. Esto produce una combinación de hierro blanco con hierro gris en capas superiores, que explicaría la presencia de una microestructura parecida a la ledeburita.

También vale la pena resaltar que el contenido de silicio de este material es el segundo más alto en las muestras de las fundiciones seleccionadas con el valor de 2.01%. El silicio es un elemento grafitizante que ayuda a reducir el rango de austenita lo cual incrementa la capacidad de formar grafito. Según la Fig. 42 se puede apreciar que, en función del contenido de silicio como de carbono, el sistema de estudio se encuentra en el rango en el cual se obtiene una microestructura de un hierro perlítico fundido. Sin embargo, en la imagen anterior es difícil identificar la matriz perlítica, por lo que el resultado del análisis de microdureza de la siguiente sección ayudará a comprobar si efectivamente se trata de perlita.

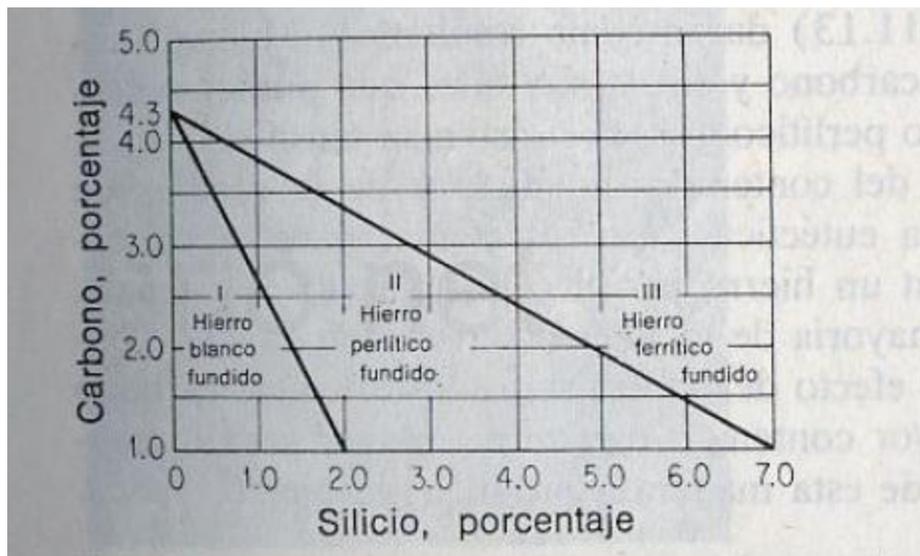


Fig. 42 Tabla de microestructuras resultantes entre el %Si vs %C. (5).

Para el caso de las fundiciones es más significativo evaluar el tamaño del grafito que un tamaño de grano como tal; por lo que de acuerdo con la norma ASTM A247 – 19 (12) es necesario el uso de una imagen con una ampliación de x100 comparada con las imágenes pertenecientes a las clases de grafito que marca la norma al mismo aumento. De esta forma se puede aproximar el tamaño de las formaciones de grafito. Tras realizar dicho proceso de comparación y a pesar de que el tamaño de las zonas de perlita no es muy similar, se obtuvo que el tamaño de las hojuelas es muy similar al grafito clase 7. Dicha clasificación es uno de los tipos de grafito más pequeño con un tamaño entre 10 y <20 micrómetros (12). En la Fig. 43 se presenta la comparación de la micrografía obtenida para la fundición gris, Fig. 43a con la imagen de la norma para el grafito clase 7, Fig. 43b).

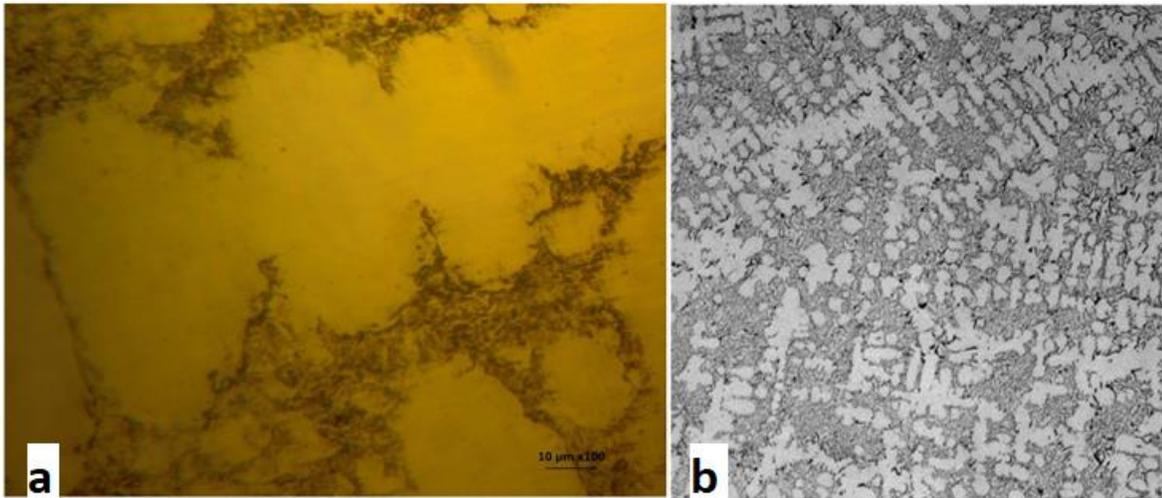


Fig. 43 a) Imagen de hojuelas de grafito del sistema de estudio a x100 y sin ataque químico. B) Hojuela de grafito clase 7 a x100 tomada de la referencia (12).

Muestra 2

La microestructura del segundo hierro gris se presenta en la Fig. 44a, b, c y d. En este caso es un sistema con un 3.62% de carbono y 2.6% de silicio:

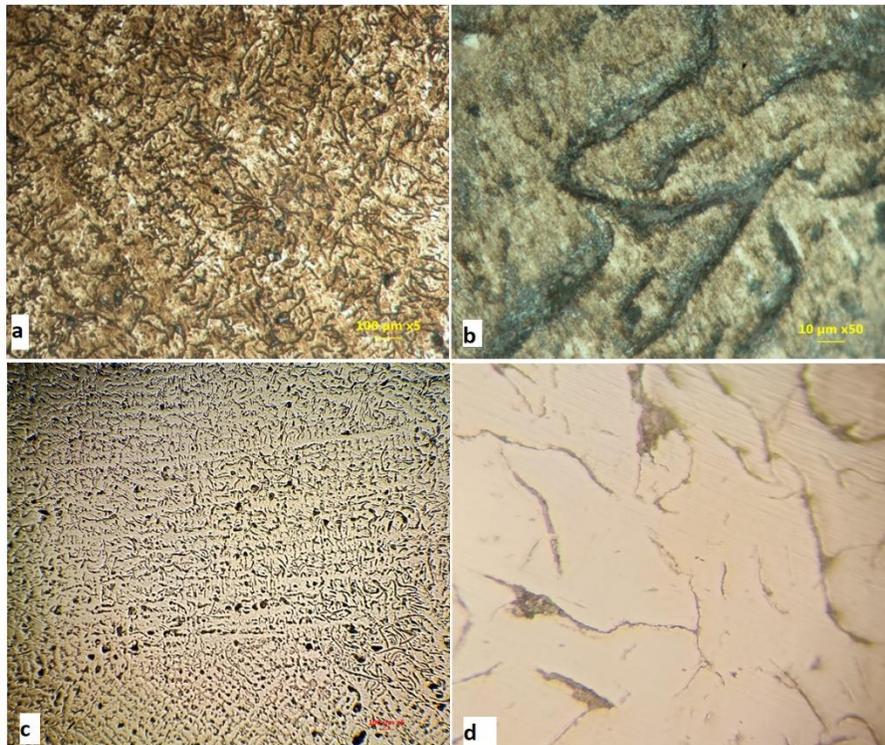


Fig. 44 Microestructura de la segunda fundición gris, a) y b) atacadas con nital al 1%, con una magnificación del 5x y 50x, respectivamente. c) y d) sin ataque químico a los mismos aumentos.

En la Fig. 46 a y c, se puede observar que la matriz es prácticamente similar a la del hierro vermicular y nodular, la diferencia más significativa es la forma del grafito, este a diferencia del nodular tiene mayoritariamente formaciones alargadas, pero con longitudes cortas, en la Fig. 44 a) no se aprecian formaciones de carbono revenido (grafito de forma irregular que es característico de la fundición maleable, (5)) ni en forma esférica, en tanto que en la Fig. 44 c) si se observan algunos carbonos en forma de carbono revenido. Observando las imágenes con mayor magnificación, Fig. 44 b) y d) se aprecia que la morfología predominante para el grafito es del tipo de hojuela con una distribución uniforme y orientaciones al azar. Este se considera el tipo de hojuela más deseable (5) y su formación está asociada principalmente al alto contenido de silicio que permite la separación de grafito. Por otro lado, el nulo contenido de Mg permite que el grafito se acomode en forma de láminas evitando la formación de nódulos de grafito.

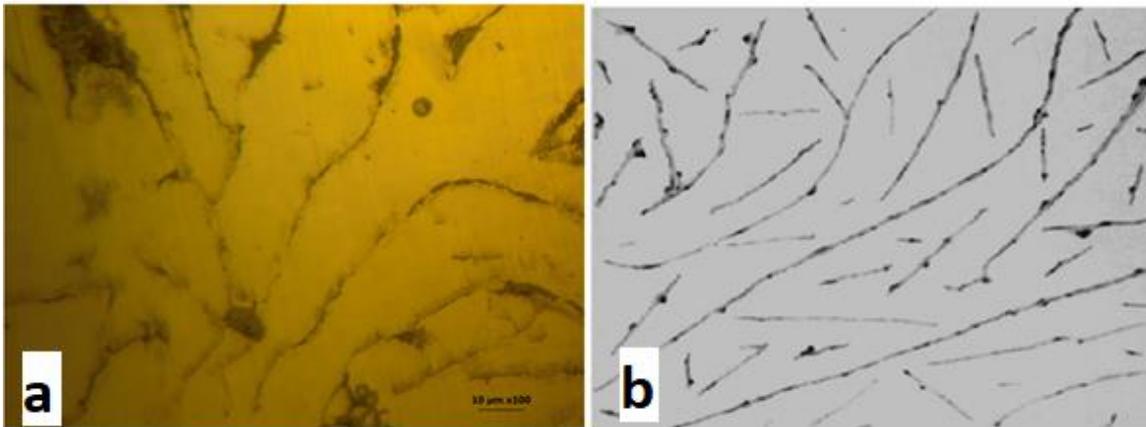


Fig. 45 a) Imagen de las hojuelas de grafito alargadas a x100 sin atacar. b) comparación la micrografía de clase 1 de la ASTM para el cálculo de tamaño de hojuela.

En la Fig. 45, se presenta el análisis del tipo de estructura de grafito acorde a la norma ASTM A247 – 19 (12) el tamaño de las hojuelas de grafito para este hierro gris se considera dentro del tamaño clase 1 con dimensiones ≥ 640 micrómetros.

3.1.8 Fundición vermicular

La fundición vermicular es un tipo de fundición que se caracteriza por la presencia de grafito con apariencia tanto laminar como nodular. El contenido de Magnesio de esta fundición es el que propicia la aparición de esta mezcla de morfologías. En la Fig. 46 a y b se presenta la microestructura de esta fundición atacada con nital y con una magnificación de 5x y 50x, respectivamente:

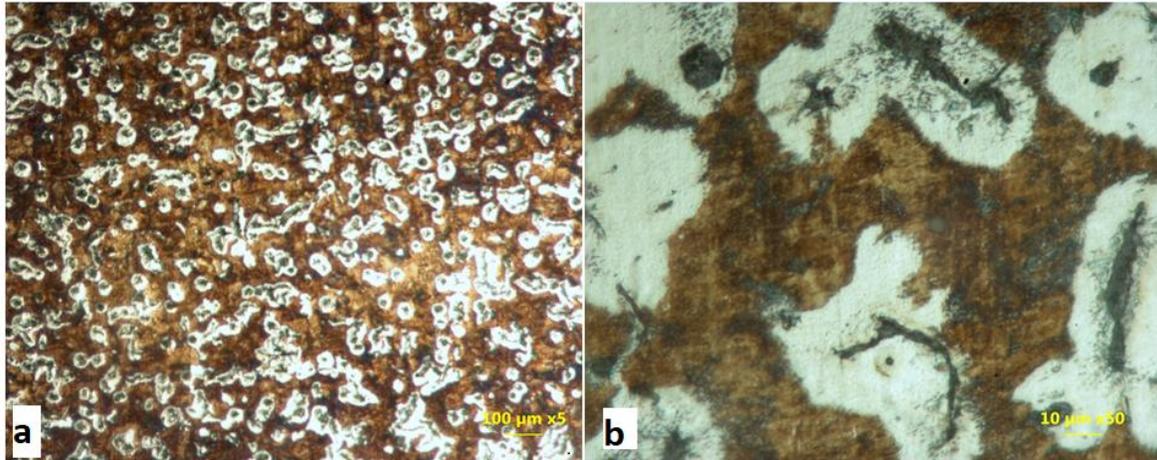


Fig. 46 Microestructura de la fundición vermicular atacado con Nital al 1%, a) microestructura a x5 y b) a x50.

En la Fig. 46a, se puede comprobar que la microestructura resultante contiene una mezcla de morfologías para los granos de grafito; por una parte, presenta nódulos de grafito y, por otra parte, también se aprecian las formas laminares vermiculares; las cuales se encuentran sobre una sobre una matriz perlítica como en el caso del hierro gris analizado con anterioridad. Este tipo de combinación de morfologías de grafito ocasiona una interrupción a la continuidad de la matriz, incrementando los valores de resistencia del material gracias a la irregularidad del grafito.

En la Fig. 46b, se nota que el grafito está rodeado de una fase blanca la cual se puede asignar a la fase de ferrita como resultado de un enfriamiento con velocidad intermedia y a la acción de uno de los elementos aleantes. La presencia de níquel actúa como elemento grafitizador, logrando retardar a la transformación de la austenita; lo que propicia que la fase perlita se estabilice y se forme ferrita en muy poca proporción.

En la gráfica siguiente Fig. 47, se presenta el %de nodularidad de la fundición en función del contenido de magnesio; se puede ver que, a mayor contenido de Magnesio, habrá mayor presencia del grafito en forma de nódulos. Retomando los valores de composición de la Tabla 5, se conoce que la composición para esta fundición en particular tiene 0.011%wt Mg; por lo que se clasifica como CGI (hierro de grafito compactado, por sus siglas en inglés) o vermicular con presencia en torno al 5% de formaciones nodulares de grafito.

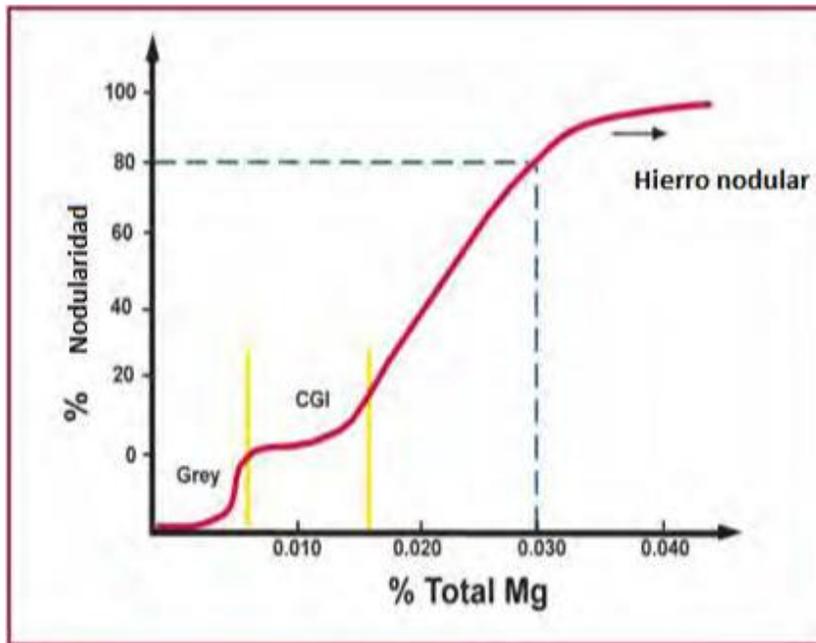


Fig. 47 Gráfica donde se muestra la relación entre el contenido de Mg con el porcentaje de nodularidad. (13).

En la Fig. 48a y b se presenta el análisis realizado en función de la morfología del grafito para conocer el tamaño de la hojuela, acorde de la norma previamente consultada (12).

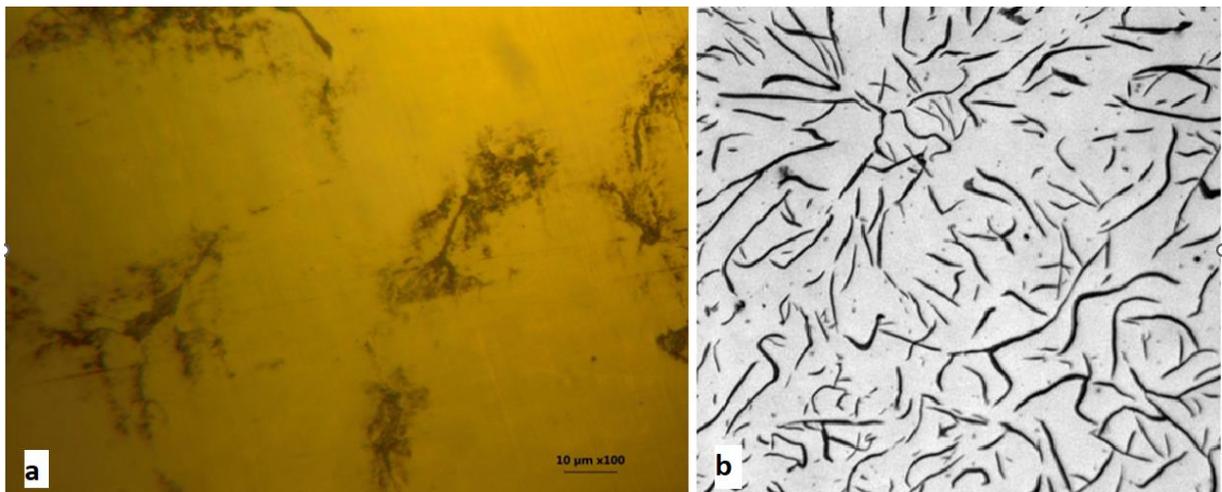


Fig. 48 a) Imagen del grafito vermicular de la muestra a x100 y b) longitud de grafito clase 4 a x100 (12).

Aunque el grafito en la imagen de la izquierda no tiene la misma densidad que el de la imagen en la derecha, Fig. 48b, la longitud de las láminas de grafito es más similar que con las demás clases de grafito de la norma, resultando ser la mejor aproximación. Por lo tanto, la longitud de este grafito ronda un valor de 80 a < 160 micrómetros (12).

3.1.9 Fundición nodular

El hierro nodular es una aleación que se caracteriza por su contenido de magnesio superior al 0.03%wt Mg. Concretamente, este sistema presenta una composición de 0.056% de Mg, Tabla 5. La presencia de este elemento libre ayuda a la nucleación de grafito en forma de nódulos. Cabe mencionar, que es importante que el contenido de azufre sea inferior al 0.015% (0.014% S para este caso, Tabla 5) para evitar la formación de compuestos de azufre y magnesio que evitarían el proceso de nucleación anteriormente mencionado.

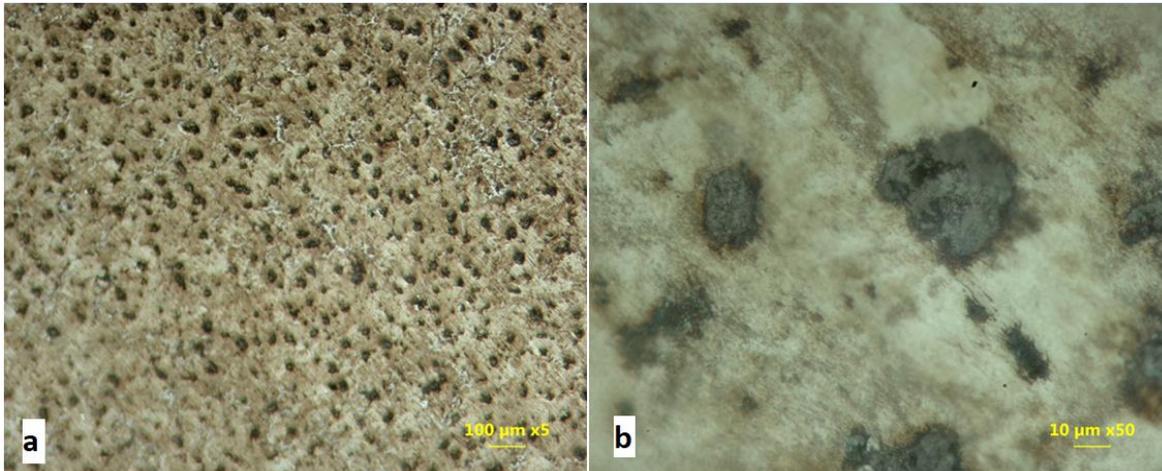


Fig. 49 Microestructura de la fundición nodular atacada con nital a 1%, a) x5 y b) x50.

La Fig. 49a, muestra la microestructura completamente llena de nódulos de grafito sobre una matriz aparentemente perlítica; a diferencia de la microestructura del hierro vermicular, Fig. 46, este sistema no presenta grafito en forma laminar, ni ferrita alrededor de los nódulos. Comparando las composiciones de ambos sistemas en la Tabla 5, se observa que la composición es muy similar salvo en los siguientes elementos; C, Si, S y Mg; siendo el Mg el que se encuentra en mayor composición en este sistema. Como se comentó antes la relación de composiciones de Mg y S de este sistema evita la formación de compuestos de Magnesio y azufre que impedirán la nucleación del grafito en forma nodular. Teniendo en cuenta lo anteriormente mencionado, la falta de ferrita alrededor de los nódulos puede deberse a la velocidad de enfriamiento durante el proceso de fundición, si el enfriamiento a valores de temperatura cercanos a los de la eutectoide es rápido, la fase austenítica se transforma en ferrita y cementita, obteniéndose una matriz perlítica con presencia de esferoides de grafito, nódulos (14).

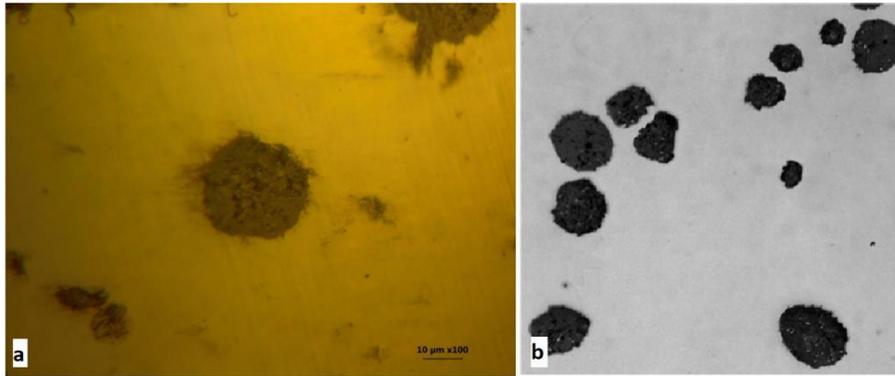


Fig. 50 Análisis del tamaño de los nódulos según norma; a) imagen de un nódulo de grafito de la muestra a x100. b) Imagen de grafito nodular Clase 4 de la norma.

En la Fig. 50 se presenta el análisis realizado para conocer el tamaño de los nódulos de grafito de la muestra. La Fig. 50 a) Muestra un nódulo de grafito que resulta más grande que los reportados en la norma; por lo que, para asignar un valor, se tomará este valor limite como aproximación. Teniendo en cuenta esto, se tomará la clase 4 que es el valor limite en la norma y que presenta dimensiones entre 80 a < 160 micrómetros (12). Cabe mencionar, que a pesar de que en la Fig. 50 solo aparece un nódulo, en el sistema a estudio se encontraron muchos más nódulos de este tamaño acompañados por algunos de menor tamaño.

En la siguiente sección se presentarán los resultados de microdureza para complementar el análisis microestructural:

3.2 Resultados de Micro Dureza

3.2.1 Eutectoide normalizado

Los resultados de micro dureza para el acero eutectoide aparecen en la siguiente tabla, Tabla 6:

Eutectoide normalizado				
Fase:	Perlita			
	D1	D2	HVO	Rockwell C
1	25,87	26,01	275,4	28,2
2	26,16	7,53	257,3	25,6
3	24,85	23,84	312,8	33
4	26,64	27,39	254	25,1
5	24,885	27,47	271,4	27,7
			274,18	27,92
Fase:	Ferrita			
	D1	D2	HVO	Rockwell C
1	26,73	25,18	275,4	28,2
2	27,06	29,2	234,6	22
3	27,65	28,93	231,9	21,3
4	25,87	23,51	304,8	32,1
5	24,91	22,65	328,5	34,7
			275,04	27,66
			Dureza	274,61
				27,79

Tabla 6 Resultados de micro dureza, para el eutectoide normalizado.

La Tabla 6 está dividida en 2 partes, como se mostró en la Fig. 29, la microestructura tiene granos perlíticos de dos tonalidades claro y oscuro. Por lo que la microdureza se determinó estudiando el valor de los granos de tonalidad oscura y clara por separado, dando así los resultados que aparecen en la Tabla 6. El valor de la dureza final se determinó mediante el promedio de los resultados arrojados por el equipo, obteniéndose un valor de 27.79 HRC. Este resultado se puede comparar con el valor teórico de dureza de esta fase reportado en la sección 1.5 de esta tesis. Concretamente, el valor de dureza teórico de la microestructura perlítica es de 20 HRC. La diferencia en los valores teóricos y experimentales no es excesiva; sin embargo, puede deberse a problemas de exactitud a la hora de preparar la muestra, al realizar el ensayo o incluso el propio equipo. Además, retomando la información plasmada en el diagrama en la Fig. 22 se observa que los valores de dureza de esta fase pueden variar de tal forma que hasta pueden mostrar valores de dureza de 40 HRC.

3.2.2 Eutectoide recocido

En la tabla siguiente, Tabla 7, se presentan los valores de microdureza del acero eutectoide recocido. Al igual que en el sistema anterior este análisis se hará en varias zonas de la microestructura en función de la tonalidad de la perlita:

Eutectoide recocido					
Fase:	perlita clara				
	D1	D2	HVO	Rockwell C	
1	25,33	25,33	288,9	30,1	
2	25,33	25,33	288,9	30,1	
3	24,7	26,55	282,6	29,3	
4	25,45	27,86	261,4	26,2	
5	26,4	24,79	283,1	29,3	
			280,98	29	
Fase:	perlita oscura				
	D1	D2	HVO	Rockwell C	
1	28,79	25,75	250,1	24,5	
2	27,39	27,47	246,3	23,8	
3	26,64	28,01	245,6	23,8	
4	29,56	28,96	216,5	20	
5	27,71	25,81	259,2	26	
			243,54	23,62	
			Dureza	262,26	26,31

Tabla 7 Valores de microdureza del acero eutectoide con recocido.

Los resultados del acero eutectoide con recocido muestran una diferencia en cuanto a los tipos de perlita analizados. En este caso la fase perlita clara mostró valores de dureza más elevados que los de la oscura como resultado de la diferencia en el grosor de la perlita de dichas fases. Por lo que, las formaciones de perlita gruesa muestran una menor dureza y mayor ductilidad.

El valor promedio final de dureza dio un valor ligeramente inferior al del sistema normalizado (26.31 vs 27.79 HRC). Lo que se corresponde con lo inicialmente planteado.

A continuación, se presentan los valores obtenidos para el último de los sistemas eutectoides.

3.2.3 Eutectoide temple.

En la Tabla 8, se presentan los resultados de microdureza del eutectoide templado. Al igual que antes, se realizará un análisis en función de las distintas fases y también se tendrá en cuenta el valor de dureza total, calculado como promedio de las durezas de las fases analizadas.

Eutectoide con temple				
Fase:	Clara - con supuestas agujas			
	D1	D2	HVO	Rockwell C
1	12,16	13,47	1132	
2	14,51	13,85	921,8	
3	12,87	12,1	1190,2	
4	13,32	12,54	1109,3	
5	12,07	12,07	1272,7	
			1125,2	
Fase:	Clara - sin marcas			
	D1	D2	HVO	Rockwell C
1	12,51	12,51	1183,4	
2	12,45	12,81	1161,4	
3	12,75	12,57	1165,8	
4	12,7	12,9	1131,8	
5	13,5	13,3	1031,9	
			1134,86	
Fase:	Zona oscura			
	D1	D2	HVO	Rockwell C
1	18,18	19,01	536,4	51,5
2	18,18	19,01	536,4	51,5
3	19,73	19,04	493,5	48,7
4	18,53	19,19	521,1	50,5
5	18,53	18,12	552	52,4
			527,88	50,92
			Dureza	929

Tabla 8 Valores de microdureza del sistema eutectoide con temple

En la Tabla 8 se presentan los valores de dureza de las tres zonas diferentes que se formaron en la pieza, según la micrografía analizada; una zona que no presentó líneas de grano con el ataque químico, la zona con las presuntas agujas de martensita y una zona oscura en la que tampoco se observa una microestructura definida. La zona con las supuestas agujas de la Fig. 39b obtuvo una dureza Vickers promedio de 1125,2 HVO, excediendo el valor de equivalencia en Rockwell C. Respecto a la zona blanca sin resultados visibles de microestructura tras el ataque químico; reportó una dureza un poco superior al de la anterior zona.

Finalmente, la zona oscura presentó valores de dureza más bajos, entre los 48 y los 52 HRC, que permitieron realizar la conversión a la escala Rockwell. Teniendo en cuenta la información plasmada en el diagrama de la Fig. 22, se observa que la dureza de las fases Bainíticas, tanto superior como inferior, llegan a valores entre los 40 y 57 HRC; por lo que esto podría indicar que es la bainita la fase que se esconde en esa zona donde no se visualiza la microestructura. Recordemos que, como se mencionó en la sección 1.5, las bainitas difícilmente pueden ser observadas con un microscopio óptico; por lo que podría darse el caso de que esa microestructura fuera bainita.

En el análisis de la microestructura perteneciente a esta muestra, sección 3.1, se observó la aparición de formaciones en forma de aguja, que podrían ser martensita; pero debido a las limitaciones del equipo, el análisis visual de la dureza obtenidos, superiores a la escala HRC y que definitivamente exceden el rango de dureza presentado por la bainita, se pueda concluir que lo más probable es que si se trate de martensita.

Respecto al valor de dureza global, se obtuvo un valor de 929 HVO. Dicho valor es el más alto de todos los sistemas eutectoides, como cabría de esperar.

3.2.4 Eutético normalizado.

Los resultados pertenecientes al eutético se resumen en la Tabla 9. En este caso se realizarán las mediciones sobre las fases de cementita y perlita.

Acero Eutectico				
Fase:	Cementita			
	D1	D2	HVO	Rockwell C
1	16,92	16,75	637,1	57
2	16,27	16,8	677,9	59
3	19,19	16,89	571,7	53,6
4	17,46	15,73	674,7	58,9
5	17,76	17,61	636,4	57
			639,56	57,1
Fase:	Perlita			
	D1	D2	HVO	Rockwell C
1	20,77	19,37	460,7	46,5
2	19,96	20,53	452,2	45,8
3	20,83	21,75	409,1	42,4
4	22,65	23,15	353,5	37,4
5	25,39	24,14	302,4	31,7
			395,58	40,76
			Dureza	517,57
				48,93

Tabla 9 Resultados de la microdureza de sistema eutético normalizado.

Para el caso de la cementita se obtuvo un valor de dureza promedio de 57 HRC. Este valor se encuentra cerca del rango descrito en la sección 1.5; donde se menciona que la ledeburita puede presentar valores de dureza entre los 375 a 600 HB (600HB equivale a 56.8 HRC). Recordemos que la ledeburita está constituida por cementita recristalizada secundaria.

Respecto a los valores de dureza teóricos reportados para la perlita, se le asigna un valor de dureza promedio de 20 HRC. Sin embargo, estos valores difieren con los obtenidos tras el ensayo de la muestra, donde se obtuvo un valor promedio de 40.76 HRC. Si analizamos el cambio de distintas propiedades en función del contenido de carbono, Fig. 51, se observa que los valores de dureza van aumentando a la par que aumenta el contenido en carbono del sistema. Por lo que este valor alto de dureza puede deberse principalmente al alto contenido de carbono del sistema.

El valor promedio total del sistema normalizado fue de 48,93 HRC.

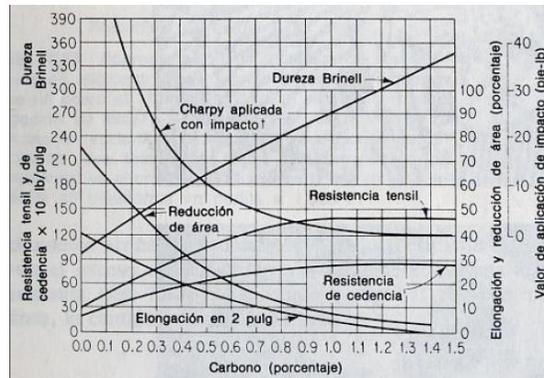


Fig. 51 Influencia del contenido de carbono en las propiedades de las aleaciones del sistema Fe-C (5).

3.2.5 Eutéctico recocido.

En la Tabla 10, se presentan los valores de microdureza del sistema eutéctico con tratamiento térmico de recocido en función de las fases presentes; Cementita y perlita:

Acero Eutéctico con recocido				
Fase:	Cementita			
	D1	D2	HVO	Rockwell C
1	17,94	16,33	632,8	56,9
2	15,7	17,16	687,7	59,5
3	15,25	15,64	776,6	63,2
4	17,85	16,83	616,8	56
5	15,61	15,61	760,2	62,5
			694,82	59,62
Fase:	Perlita			
	D1	D2	HVO	Rockwell C
1	28,1	23,33	282,7	29,3
2	27,3	23,84	284,8	29,6
3	23,96	23,81	324,7	34,5
4	27,33	25	271,3	27,7
5	27,65	24,73	271	27,7
			286,9	29,76
			Dureza	490,86
				44,69

Tabla 10 Datos de microdureza del sistema eutéctico con recocido.

De la tabla anterior, Tabla 10, se puede notar que a diferencia de la muestra eutéctica normalizada el valor de dureza de la matriz de carburo de hierro, cementita, se incrementó un poco en este sistema recocido. Por otro lado, el valor promedio de la fase perlita disminuyó gracias al tratamiento térmico, que afectó particularmente a estas zonas perlíticas, a causa del tratamiento térmico que se empleó en el sistema probablemente se consiguió que la perlita evolucionara al tipo perlita gruesa, de tal forma que el valor de dureza disminuye y aumenta la ductilidad.

El valor promedio global de dureza del sistema es de 44.69 HRC; valor inferior al reportado en el sistema normalizado; lo cual es esperable dado el tratamiento de temperatura utilizado (recocido). Como se pudo ver en la sección 3.1, el tratamiento originó una disminución de granos por pulgada², como era de esperar, lo que implica que el tamaño de grano es mayor y mayor será la ductilidad del sistema.

3.2.6 Eutético temple.

En la Tabla 11, se presentan los resultados de microdureza obtenidos. Estos valores de microdureza Vickers muestran valores extremadamente altos en comparación con los resultados de las demás muestras, tanto para la red de cementita como para las zonas interdendríticas. Del análisis visual microestructural de la sección 3.1, fue difícil definir si la microestructura resultante de las zonas oscuras es martensita; por lo que estos resultados aportarán más información al respecto.

Eutético con temple				
Fase:	Cementita (zonas claras)			
	D1	D2	HVO	Rockwell C
1	13,38	12,24	1131,2	-
2	13,28	10,96	1263,4	-
3	12,66	12,16	1203,9	-
4	12,99	12,96	1103,2	-
5	13,94	12,96	1025	-
			1145,34	
Fase:	"supuesta martensita" (zonas oscuras)			
	D1	D2	HVO	Rockwell C
1	11,23	10,46	1577,6	-
2	10,46	11,41	1552,8	-
3	10,84	10,96	1558,4	-
4	12,18	11,56	1315,5	-
5	10,58	10,69	1315,5	-
			1463,96	
			Dureza	1304,65

Tabla 11 Tabla de micro dureza para las fases presentes en la muestra con tratamiento térmico de temple.

De los valores de la Tabla 11, cabe destacar que los valores son tan altos, que no se encuentran valores equivalentes en la escala Rockwell C, puesto que excede el límite de dicha escala.

En esencia, el cementita debería arrojar valores muy similares a los que se reportó en los anteriores análisis de las piezas eutécticas, debido a que los tratamientos térmicos no la deberían haber afectado de manera significativa; sin embargo, se aprecia un aumento debido a que las áreas de cementita, en toda la microestructura, son sumamente pequeñas. Por lo que cuando se hizo la indentación, la huella también afectó a las zonas aledañas que contienen a la fase supuestamente martensítica.

En la Fig. 52 se aprecian las huellas dejadas tras el ensayo de dureza en las zonas oscuras de la muestra tratada térmicamente a) y la muestra normalizada (sin tratamiento) b). Al comparar dichas imágenes salta a la vista la diferencia en el tamaño de la huella; en la muestra con temple la huella es mucho más pequeña

que en la normalizada con un mismo aumento (400x) y bajo las mismas condiciones de operación. Como en principio la microestructura martensita tiene un valor promedio por arriba de 62 HRC y dado que los resultados exceden el límite de equivalencia superando ese valor, se puede considerar que la zona de tonalidad oscura si es martensita.

Los valores de dureza promedio general registrados para este acero eutectoide con tratamiento térmico de temple superan ampliamente a los obtenidos en los otros sistemas con dicha composición, como era de espera; por lo que se puede concluir que el tratamiento térmico realizado fue un éxito, ya que el sistema presenta una microestructura eutéctica templada con presencia de martensita (a pesar de que no se pudo discernir claramente en el análisis microestructural).

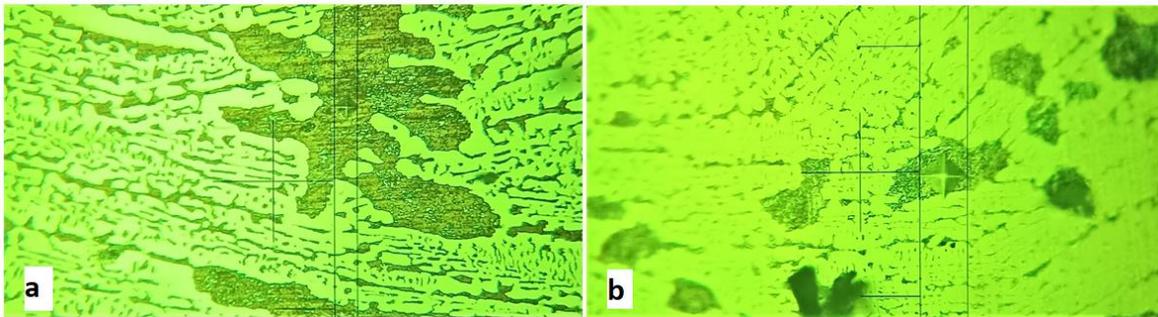


Fig. 52 Marcas del ensayo de microdureza realizado sobre distintas muestras eutécticas a) eutéctico con temple a x400, b) eutéctico sin tratamiento x400.

A continuación, se presentan los valores de microdureza para las funciones seleccionadas

3.2.7 Fundición gris

Muestra 1

Los análisis de micro dureza de la muestra 1 de la fundición gris se presentan en la Tabla 12. Los ensayos se realizaron sobre las zonas de cementita y la fase que supuestamente se considera que debe ser perlita:

Fundición gris #1				
Fase:	ledeburita			
	D1	D2	HVO	Rockwell C
1	16,06	15,4	749,1	62,1
2	15,82	17,01	688,5	59,5
3	14,33	12,81	1009,3	N/D
4	14,27	15,14	857,9	66,2
5	18,74	16,66	593,7	54,8
			779,7	60,65
Fase:	Matriz			
	D1	D2	HVO	Rockwell C
1	23,06	21,51	373,5	39,2
2	22,14	23,33	358,8	37,9
3	21,25	21,36	408,3	42,3
4	23,48	23,84	331,1	35
5	20,8	21,75	409,7	42,5
			376,28	39,38
			Dureza	577,99
				50,015

Tabla 12 Resultados de micro dureza de la fundición gris; muestra 1.

La medición de la microdureza de la cementita Fig. 41 a), arrojó un valor promedio de 60 HRC, muy cercano al valor de dicha fase en el sistema eutéctico normalizado y eutéctico con recocido.

Respecto al valor de dureza de la fase que se cree que es perlita; se observa que el resultado dio un valor cercano al de la perlita del sistema eutéctico. Teniendo en cuenta lo anteriormente mencionado, puede que esta fase sea de perlita, pero tampoco es descartable que se trate de una fase ferrítica debido a que dependiendo del porcentaje de carbono que tenga el sistema la dureza puede llegar hasta valores cercanos a 67 HRC. Según el aspecto mostrado en la metalografía de la sección 3.1 dicha fase parece estar más en concordancia con el aspecto que presenta la ferrita más que el de la perlita; pero no se descarta que esta muestra haya presentado problemas durante la preparación metalográfica y/o el ataque químico.

Muestra 2

El análisis de microdureza para la fundición gris, muestra 2, se muestra a continuación en la Tabla 13:

Fundición gris #2				
Fase:	Matriz			
	D1	D2	HVO	Rockwell C
1	23,57	22,05	356,6	37,7
2	23,72	21,19	368,8	38,8
3	23,39	22,49	353,1	37,2
4	23,39	23,78	333,2	35,2
5	23,78	22,65	344,2	36,4
			351,18	37,06
Fase:	hojuelas de grafito			
	D1	D2	HVO	Rockwell C
1	-	-	-	-
2	-	-	-	-
3	-	-	-	-
4	-	-	-	-
5	-	-	-	-
			Dureza	351,18
				37,06

Tabla 13 Micro dureza de la fundición gris muestra 2.

El promedio de durezas de la matriz de esta fundición fue de 37 HRC. En esta fundición en particular, no fue posible tomar medidas de dureza de las hojuelas dado que, al intentar dejar una huella, estas se rompían; por lo que los valores obtenidos no son representativos de la dureza del grafito. Teniendo en cuenta este hecho, en la Tabla 13 solo se representó el valor de la matriz. Es importante recalcar que, para este análisis, la consideración de no tomar en cuenta el valor de la dureza del grafito es consecuencia de la inexactitud de los valores de dureza obtenidos para el grafito. Concretamente, se obtuvieron valores de dureza del grafito muy bajos, alrededor de 5 BHN; al tratarse de un valor tan bajo, no hay un equivalente en la escala Rockwell. Por lo que el análisis de este sistema quedó incompleto.

3.2.8 Fundición vermicular

El análisis de microdureza para la fundición vermicular se presenta en la tabla siguiente, Tabla 14:

Fundición vermicular				
Fase:	Matriz			
	D1	D2	HVO	Rockwell C
1	21,51	21,51	400,4	41,6
2	21,69	23,09	370	38,9
3	21,69	23,99	356,2	37,5
4	23,39	24,58	322,3	34,5
5	20,59	20,62	436,5	44,6
			377,08	39,42
Fase:	hojuelas de grafito			
	D1	D2	HVO	Rockwell C
1	34,06	31,14	179,7	N/D
2	32,81	33,08	170,8	N/D
3	34,75	34,75	153,5	N/D
4	23,48	23,84	331,1	N/D
5	-	-	-	-
			208,775	
			Dureza	292,93

Tabla 14 Resultados de microdureza - Fundición vermicular.

El análisis de esta microestructura se realizó sobre la matriz y la fase de grafito. Esta matriz que presuntamente se identificó como perlítica, en la sección 3.1 de esta tesis, mostró un valor promedio de 39,42 HRC; lo cual es un valor muy semejante al de la matriz de la fundición gris muestra 1. Sin embargo, hay que recordar que, en esta muestra, alrededor de las hojuelas se encuentra una zona de color blanco tras el ataque químico que se relaciona con la presencia de ferrita. Respecto a los valores de las hojuelas de grafito reportados en la Tabla 14, cabe mencionar que a pesar de que, si se obtuvo un valor de dureza al realizar el experimento se observó que las hojuelas se rompían, dejando marcas incompletas sobre la superficie del metal. A pesar de esta inexactitud, se presentan en la tabla para tener un estudio más completo del sistema. Los tres primeros valores no muestran un equivalente en escala Rockwell, debido a su bajo valor; en el caso del cuarto punto, se obtiene un valor de 331.1 HVO; por lo que, si se tiene un equivalente de dureza en la escala Rockwell C, 34 HRC. Este valor es muy alto para un grafito; por lo que seguramente fue el resultado de la valoración de varias zonas, una combinación de la zona blanca ferrítica que rodean al grafito y parte de la matriz de perlita, más allá de la propia hojuela. Dado que el valor promedio de la muestra no debe ser calculado con únicamente los valores de la matriz; este promedio se calculó con los valores obtenidos tanto para la matriz como para las zonas de ferrita y toma un valor de 293 HVO (29 HRC).

3.2.9 Fundición nodular

Los resultados de microdureza de la fundición nodular se presentan en la Tabla 15:

El estudio de la dureza de los nódulos de grafito de esta fundición se realizó tanto en la matriz como en las fases de grafito. Respecto a estas últimas, cabe mencionar, que al igual que ocurrió en el sistema la fundición vermicular, se obtuvieron valores de dureza bajo, aunque no tan bajos como en el sistema de fundición gris.

Los datos reportados en la segunda parte de la tabla para los nódulos de grafito, hay que tomarlos con reservas, ya que en este sistema se volvió a producir la rotura de los nódulos de grafitos durante la realización del ensayo. Sin embargo, se dejan a modo de ejemplo, ya que muestran valores muy similares a los reportados en la bibliografía.

Fundición nodular				
Fase:	Matriz			
	D1	D2	HVO	Rockwell C
1	27,03	27,3	251,2	24,6
2	23,48	20,71	381,1	40
3	22,74	23,81	342,4	36,2
4	24,52	22,94	329,4	34,7
5	24,49	24,49	308,9	32,5
			322,6	33,6
Fase:	hojuelas de grafito			
	D1	D2	HVO	Rockwell C
1	37,28	33,67	147,6	N/D
2	36,24	34,48	148,3	N/D
3	31,83	29,48	194,8	N/D
4	-	-	-	-
5	-	-	-	-
			163,57	
			Dureza	33,6

Tabla 15 Valores de microdureza de la Fundición nodular.

En este caso particular, los valores de dureza promedio reportados para la matriz resultan un poco más bajos que los de las otras fundiciones.

TIPO	CONTENIDO DE ALEACIÓN	RESISTENCIA TENSIL, LB/PULG ²	RESISTENCIA A LA CEDENCIA, LB/PULG ²	ELONGACIÓN, PORCENTAJE EN 2 PULG	BHN
Ferrítico	Bajo	55,000	35,000	25	130
	Alto	90,000	70,000	12	210
Perlítico	Bajo	80,000	60,000	10	200
	Bajo†	130,000	90,000	7	275
Templado	Alto	130,000	110,000	2	275
		100,000	80,000	10	215
		150,000	130,000	2	320
Austenítico	‡	60,000	30,000	40	130
	§	60,000	40,000	10	160

Tabla 16 Propiedades mecánicas de tipos básicos de fundiciones nodulares. (5).

En la Tabla 16 se muestran varias propiedades mecánicas, entre ellas la dureza, de la fundición nodular según la matriz. Para el caso de la matriz perlítica, se obtienen valores de dureza que van desde los 200 hasta 275 BHN, dependiendo de la cantidad de elementos de aleación. Haciendo la equivalencia a la escala Rockwell se tiene un valor máximo de 29 HRC, lo cual es menor al valor reportado en la Tabla 15. Incluso si se hace la equivalencia a dicha escala para la fundición nodular templada, aunque los valores de la Tabla 16 no se han obtenido mediante ensayos de microdureza, se trata de una herramienta adecuada para por lo menos discernir que tipo de matriz presenta la fundición nodular a estudio. Teniendo en cuenta estos resultados, pare probable pensar que se trata de una matriz perlítica.

En la siguiente sección se presentarán los resultados obtenidos tras el ensayo de gravimetría para todas las muestras seleccionadas:

3.3 Resultados de Gravimetría.

En la Tabla 17 se presentan los resultados de gravimetría obtenidos al cabo de un periodo de 30 días bajo inmersión en la solución salina.

Tabla de resultados de gravimetría					
Muestra		Peso inicial (g)	Peso final (g)	Diferencia (g/mes)	Perdida en (mm/año)
Eutectoide	Normalizado	14,4122	14,374	0,0382	0,29347
	Recocido	18,0512	18,003	0,0482	0,37029
	Temple	20,0571	19,9874	0,0697	0,53547
Eutéctico	Normalizado	14,918	14,905	0,013	0,09987
	Recocido	14,1206	14,0718	0,0488	0,37490
	Temple	22,4884	22,4362	0,0522	0,40102
Hierro	Gris 1	27,8292	27,7626	0,0666	0,51165
	Vermicular	27,2976	27,2208	0,0768	0,59001
	Nodular	14,0478	14,008	0,0398	0,30576
	Girs2	27,0254	26,979	0,0464	0,35647

Tabla 17 Resultados de gravimetría reportados en pérdida de espesor (mm) por año.

Aunque la diferencia entre el peso de inicio y el peso final presenta un cambio de centésimas de gramos y parece que no es representativo, si que lo es. Hay que considerar que las muestras estuvieron sometidos a estas condiciones tan solo durante 1 mes; por lo que, si se calcula el valor de pérdida de material por año, tendría un valor aproximado de 1 gramo de material; pérdida de peso que ya muestra un valor significativo.

Normalmente es necesario considerar un criterio de evaluación de la corrosión, respecto a la cantidad de material que se pierde por año, para poder considerar si el material presenta una buena resistencia a los procesos de corrosión y, por lo tanto, evaluar si su uso bajo las condiciones de operación será el adecuado.

Resistencia relativa a la corrosión ^a	mpy (mpa)	mm/año	μm/año	nm/h	pm/s
Sobresaliente	<1	<0.02	<25	<2	<1
Excelente	1-5	0.02-0.1	25-100	2-10	1-5
Buena	5-20	0.1-0.5	100-500	10-50	20-50
Regular	20-50	0.5-1	500-1000	50-150	20-50
Mala	50-200	1-5	1000-5000	150-500	50-200
Inaceptable	200+	5+	5000+	500+	200+

^aCon base en aleaciones ferrosas y de níquel representativas. Por lo regular, las velocidades mayores de 5 a 20 mpy son excesivas en las aleaciones más costosas, en tanto que las velocidades de más de 200 mpy son aceptables algunas veces para materiales más económicos (por ejemplo, hierro colado) de sección transversal más grande.

Tabla 18 Calificaciones de la resistencia a la corrosión uniforme de las aleaciones de fundición y níquel en términos de milímetros por año y sus equivalentes. (4).

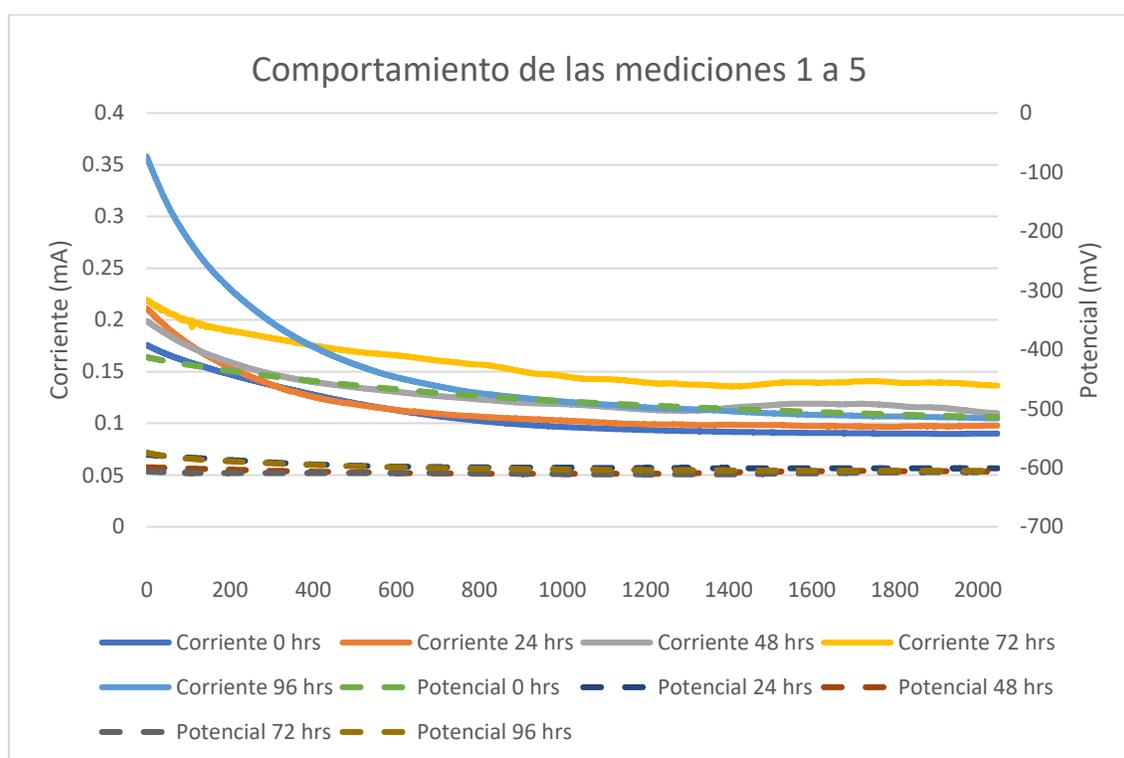
Como la técnica de gravimetría se considera un proceso de corrosión uniforme, corrosión que se caracteriza por actuar sobre la totalidad de la superficie, la Tabla 18 es un buen apoyo para evaluar los resultados de esta sección (3). De la columna correspondiente a pérdida de material en milímetros por año de la Tabla 17, se aprecia que la mayoría de los materiales se encuentran en un rango entre 0.3 hasta 0.4 mm/año; lo que corresponde con valores de resistencia relativa a la corrosión buena. En los extremos es el sistema eutéctico normalizado que presenta el mejor comportamiento frente a la corrosión (excelente) y la fundición vermicular el que presenta el peor comportamiento (regular).

A continuación, se estudiará el comportamiento electroquímico de las muestras estudiadas:

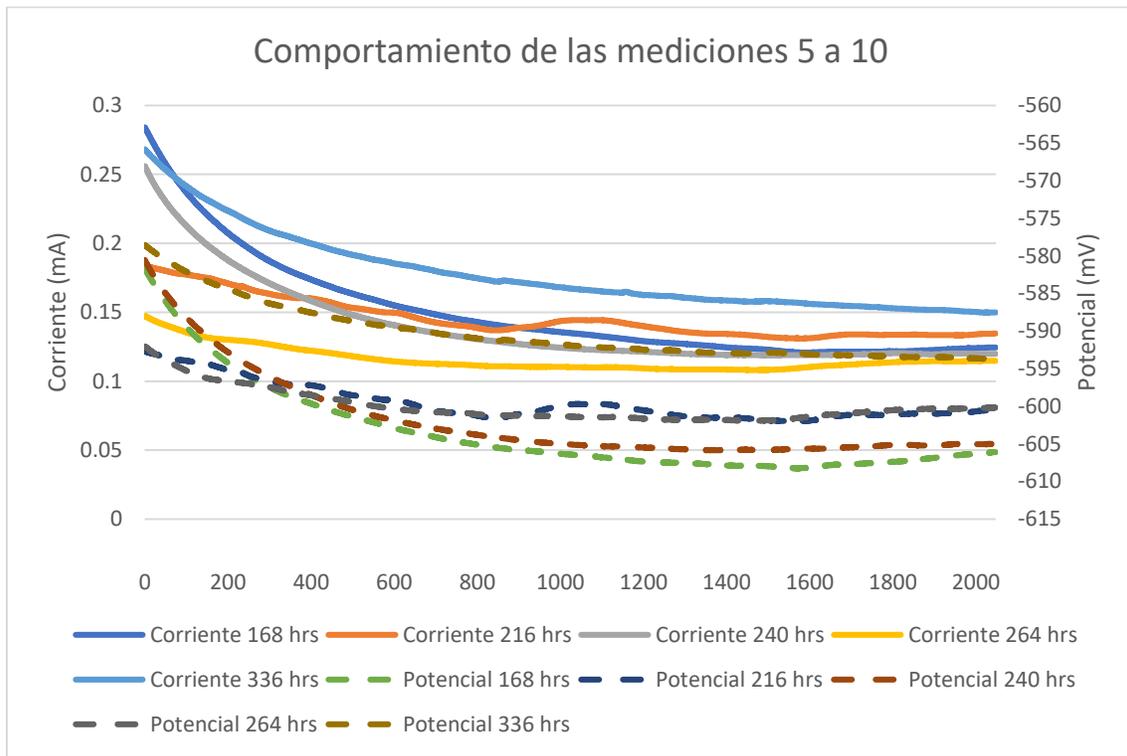
3.4 Resultados Electroquímicos

3.4.1 Eutectoide normalizado.

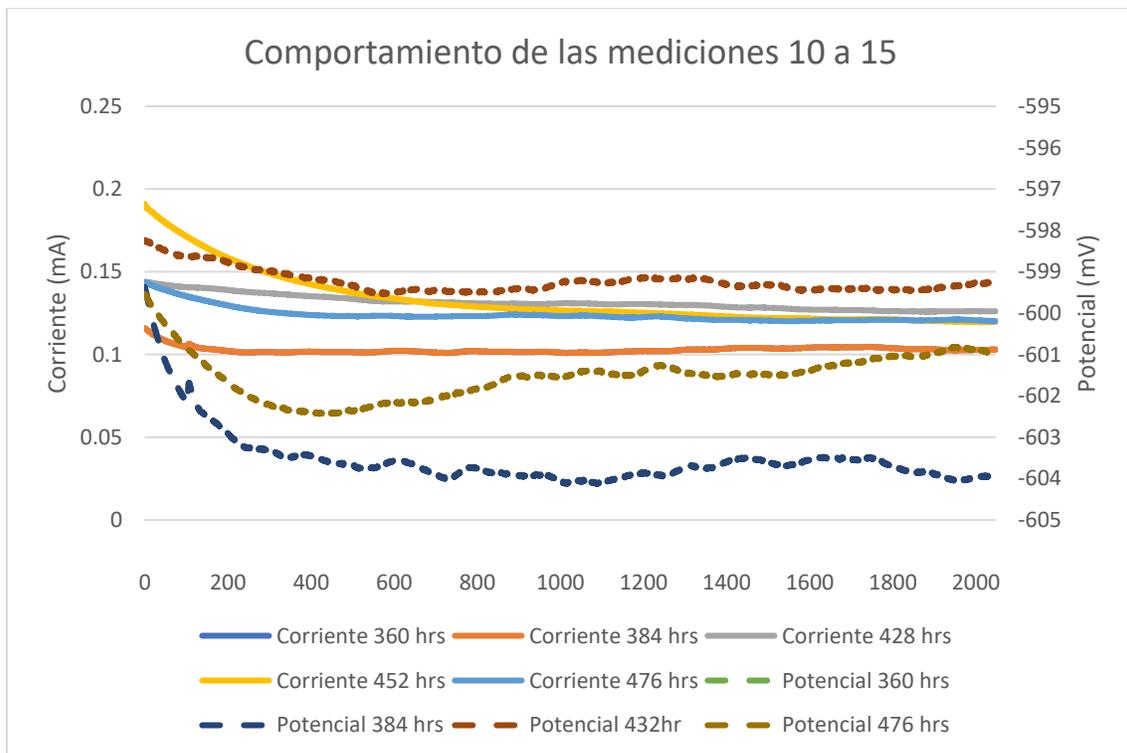
Las siguientes gráficas de series de tiempo, Gráfica 1,2 y 3 corresponden al comportamiento registrado del sistema eutectoide normalizado tras 15 días de medición con la técnica de Ruido Electroquímico.



Gráfica 1 Resultado de la técnica de ruido electroquímico del sistema Eutectoide normalizado; mediciones 1 al 5.



Gráfica 2 Resultado de la técnica de ruido electroquímico del sistema Eutectoide normalizado; mediciones 5 a 10.

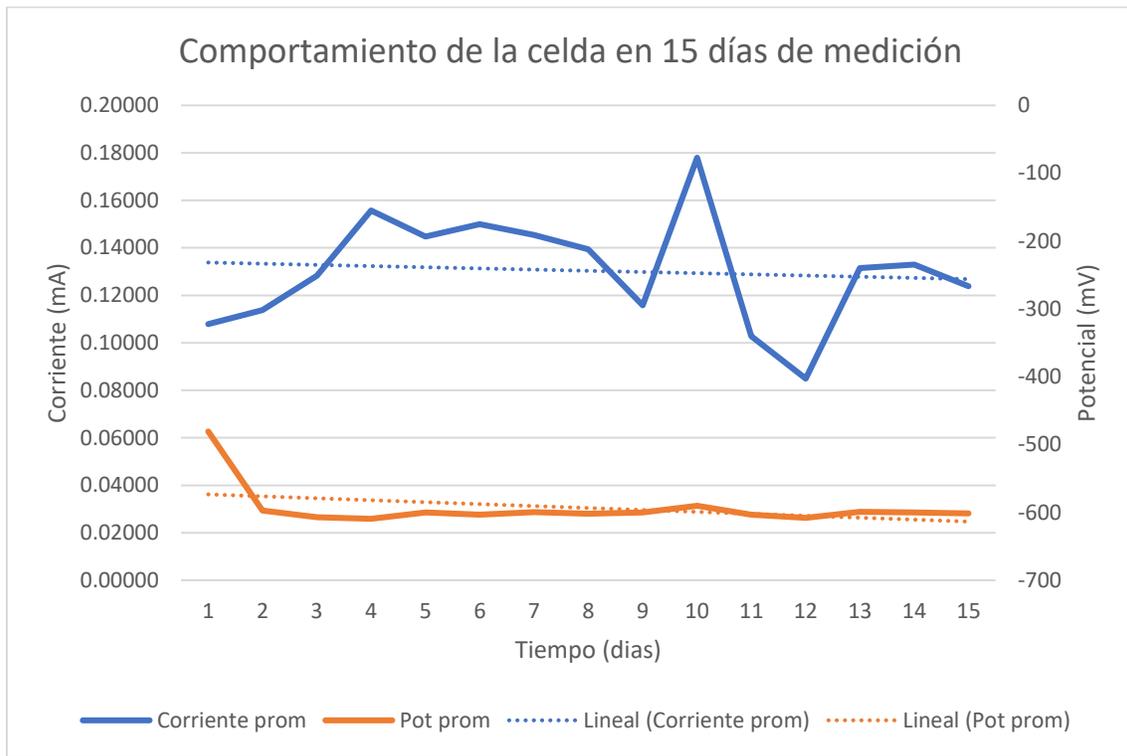


Gráfica 3 Resultado de la técnica de ruido electroquímico del sistema Eutectoide normalizado; mediciones 10 a 15.

De las Gráfica 1, 2 y 3 se puede observar las variaciones en las 15 mediciones del comportamiento tanto de la corriente como del potencial de la muestra. En las primeras 5 mediciones se nota que ambos parámetros de estudio muestran una aparente estabilidad. Respecto del potencial se registró, en la segunda medición, una disminución de su valor desde un valor de -500mV hasta -600mV , lo que indica una mayor tendencia al comportamiento anódico. Durante las siguientes 5 mediciones (5 a 10), aunque pareciera que las fluctuaciones se hacen más grandes ocurre lo contrario debido a que la escala se reduce; teniendo un rango de variación de 10mV , con un máximo de -595mV y un mínimo de -605mV . En los últimos 5 días de medición (10 a 15), las variaciones de potencial se hacen aún más pequeñas (6mV); por lo que el sistema parece que se encuentra estable y con un valor de potencial final en torno a -599mV .

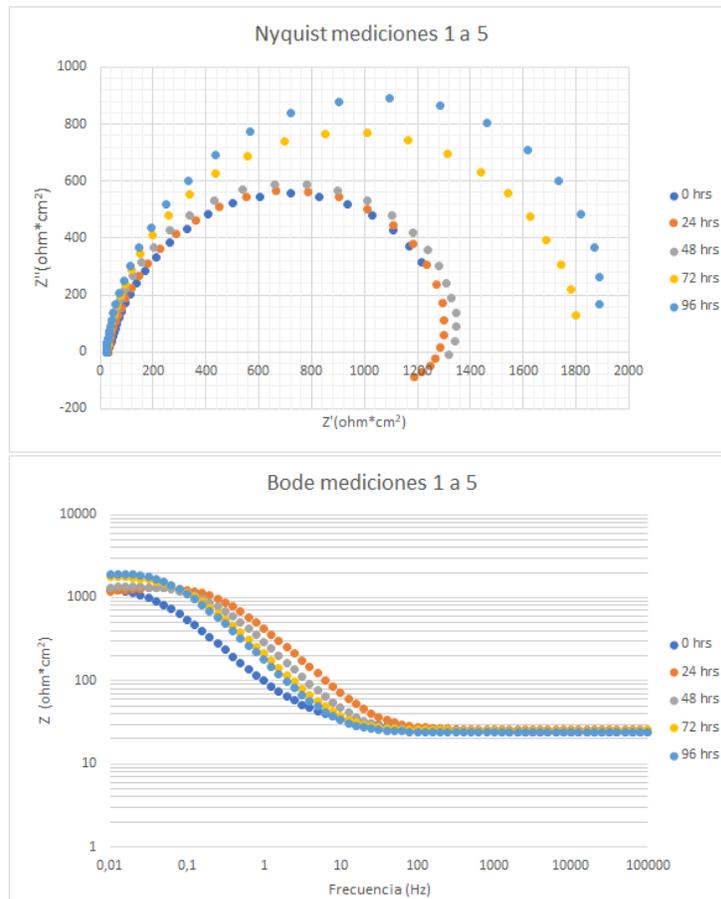
Analizando la señal de la corriente se aprecia el siguiente comportamiento; durante las primeras 5 mediciones se mantiene bastante estable, a las 48 horas se registra un aumento del valor de corriente, en torno a 0.15mA , que coincide con la disminución del valor de la serie de potencial. Este comportamiento se puede relacionar con el desarrollo del proceso de corrosión. El sistema tiende a presentar oscilaciones respecto al valor de la corriente registrada que va oscilando entre los 0.1 hasta los 0.15mA . En las siguientes 5 mediciones (5 a 10), se presenta una variación en el tiempo de estabilización de la señal; mientras en las primeras 5, la señal se estabilizaba en torno a los 600 segundos, en las mediciones 5 a 10 es necesario esperar 800 segundos para poder percibir dicha estabilización. Se percibe una tendencia en las series hacia el valor de 0.15mA . En las últimas mediciones (10 a 15), el periodo de estabilidad de la señal se reduce hasta llegar a valores de 200 segundos; Además, se logra disminuir el valor de corriente hasta 0.1mA lo que nos indica que el sistema ha llegado a valores cercanos a la estabilidad.

En la Gráfica 4, se muestra el comportamiento del sistema durante los 15 días de medición. Esta gráfica es el resultado de representar los valores promedio de cada día de medición, tanto de potencial como corriente, durante el tiempo que duró el ensayo. El análisis visual de esta gráfica muestra un comportamiento prácticamente estable en ambos parámetros, por parte del potencial se muestra una tendencia a estabilizarse a valores cercanos a los -600mV después de las primeras 48 horas de exposición. Aunque la serie de corriente parece que muestra una alta variación, en realidad es más un efecto de la escala; se puede apreciar que la variación del espectro de corriente presenta un mínimo cercano a 0.08mA y un máximo de 0.18mA ; por lo que la transferencia de carga no tiene una variación significativa.

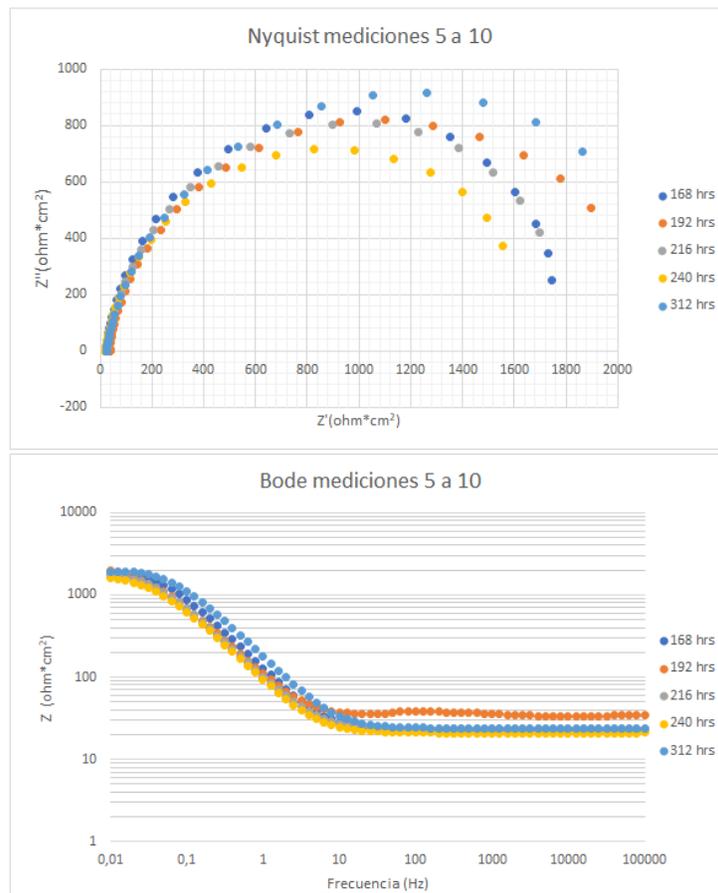


Gráfica 4 Comportamiento promedio de potencial y corriente de la celda electroquímica del sistema eutectoide normalizado y líneas de tendencia.

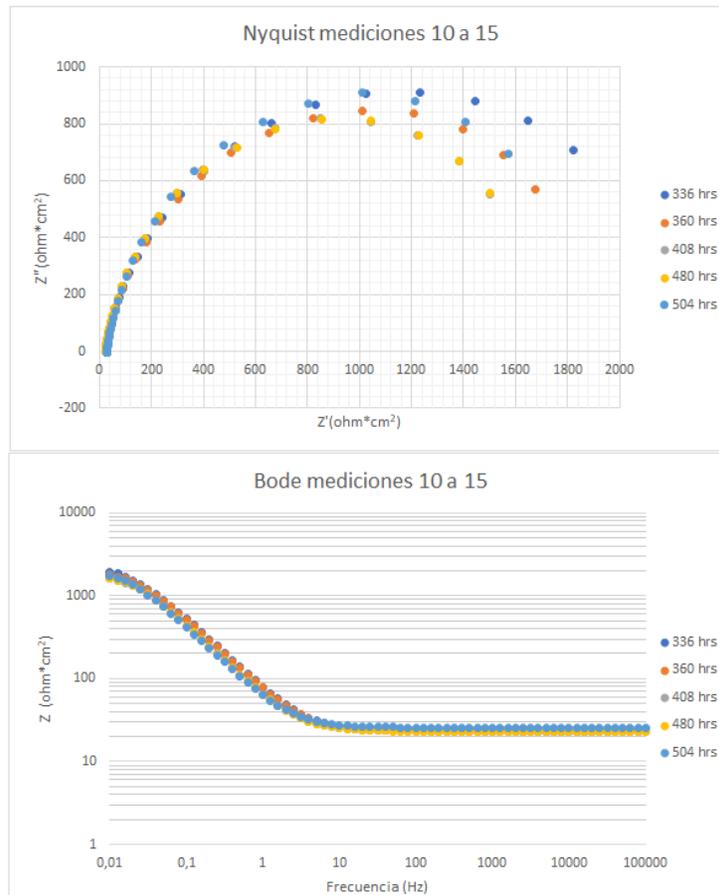
A continuación, en las gráficas 5, 6 y 7, se muestran los resultados de la técnica de impedancia electroquímica:



Gráfica 5 Gráfico de Nyquist y Bode del sistema eutectoide normalizado; mediciones 1 a 5.



Gráfica 6 Gráfico de Nyquist y Bode del sistema eutectoide normalizado; mediciones 5 a 10.



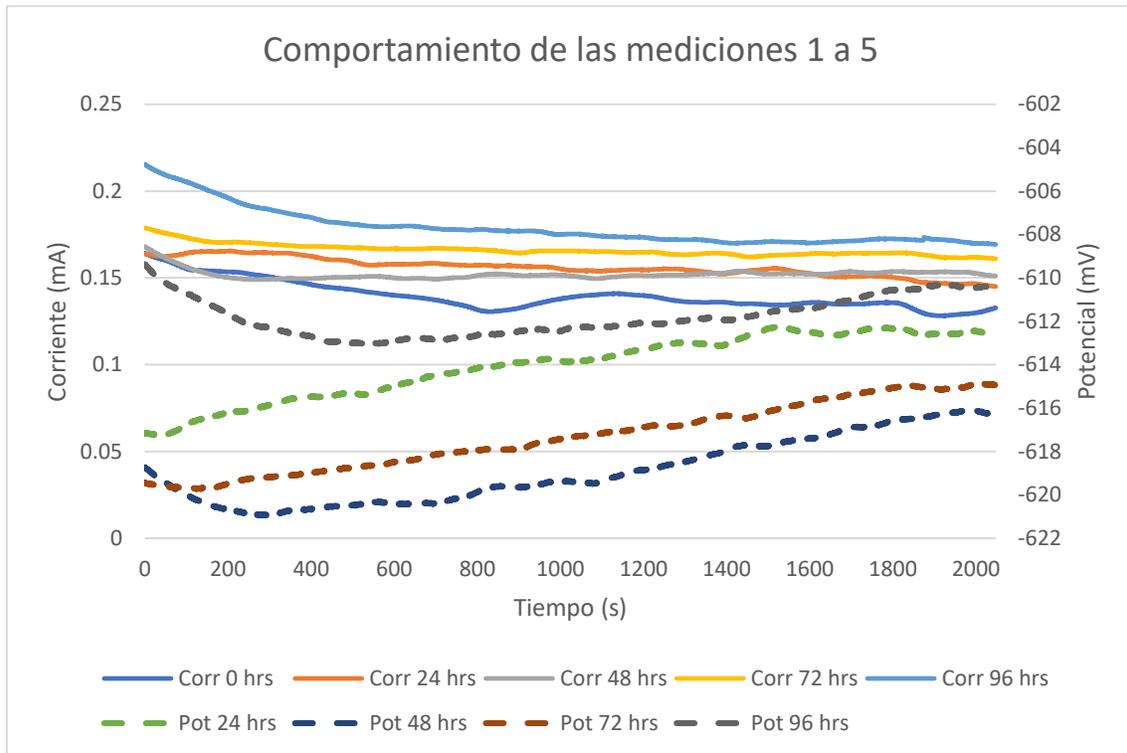
Gráfica 7 Gráfico de Nyquist y Bode del sistema eutectoide; mediciones 10 a 15.

Respecto al diagrama de Nyquist, se observa un único arco durante todo el tiempo de exposición. Durante las primeras mediciones (1 a 5) el gráfico de Nyquist muestra un constante incremento de la resistencia a la corrosión estableciéndose un límite para la parte real de 1900 ohm/cm^2 a los 5 días de exposición al medio agresivo, que coincide con el valor del módulo de impedancia del gráfico de Bode. Además, se aprecia que, a las 48 horas el sistema muestra una tendencia a formar un bucle inductivo, característico de los procesos de picadura. A lo largo de las mediciones 5 a 10 el comportamiento oscila, disminuyendo y volviendo, pero sigue estando presente la tendencia a seguir aumentando el valor de la resistencia global del sistema hasta valores por encima de los 2000 ohm/cm^2 . En las últimas mediciones (10 a 15), el comportamiento del sistema se vuelve aún más estable y prácticamente no hay variación en la señal del módulo de fase del diagrama de Bode. En el diagrama de Nyquist se aprecia que la tendencia a aumentar ya no está tan marcada como en las anteriores mediciones. Respecto a la interpretación de la señal de módulo de impedancia de los diagramas de Bode, cabe señalar que hay dos zonas importantes a tener en cuenta; la zona plana a alta frecuencia que arroja valores en torno a los 30 ohm/cm^2 y se relaciona con la resistencia del electrolito y la zona plana a bajas frecuencias que nos indica la resistencia global del sistema al avance de procesos de corrosión.

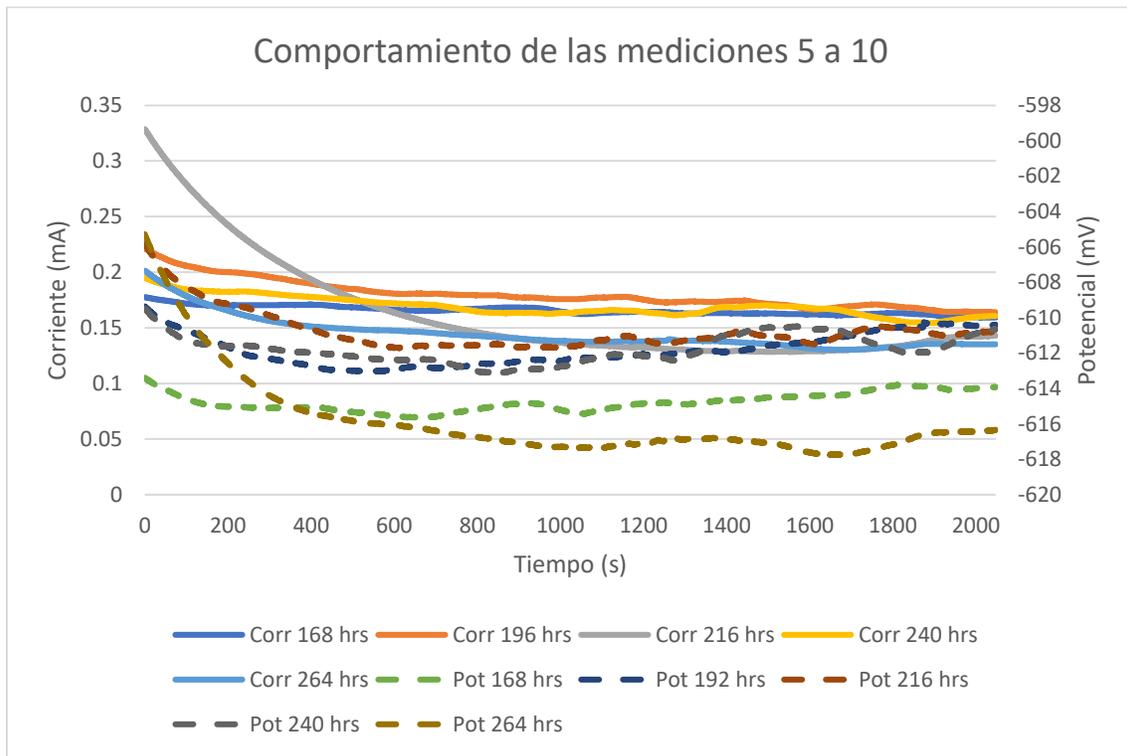
Los primeros días de exposición al medio el sistema muestra una menor resistencia al avance de los procesos de corrosión. Dicha resistencia va aumentando con el transcurso del experimento llegando a un valor máximo cercano a los 2000 ohm/cm², lo que indica que el sistema se está volviendo más resistivo. El incremento de la resistencia al avance de los procesos de corrosión está relacionado con la aparición de una capa de oxido estable sobre la superficie del metal que protege al sistema del avance de la corrosión.

3.4.2 Eutectoide recocido

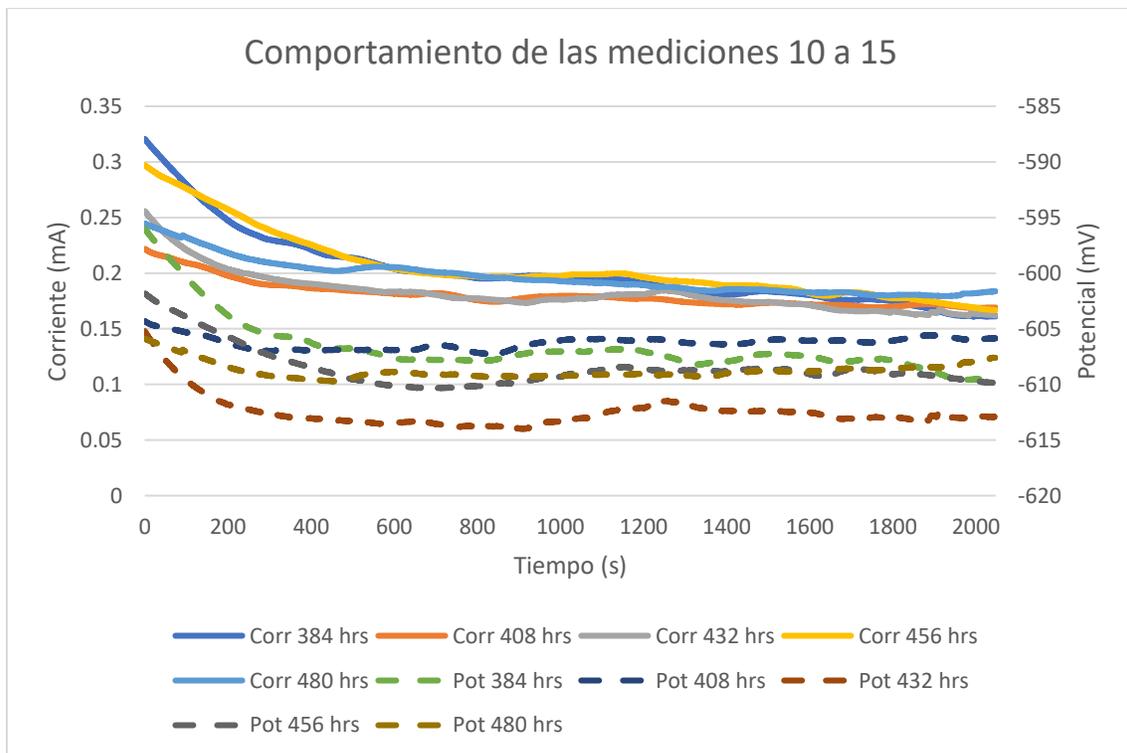
El comportamiento registrado con la técnica de Ruido electroquímico para el acero eutectoide con recocido se muestra a continuación en las gráficas 8,9 y 10:



Gráfica 8 Resultado de la técnica de ruido electroquímico del sistema Eutectoide con recocido; mediciones 1 a 5.



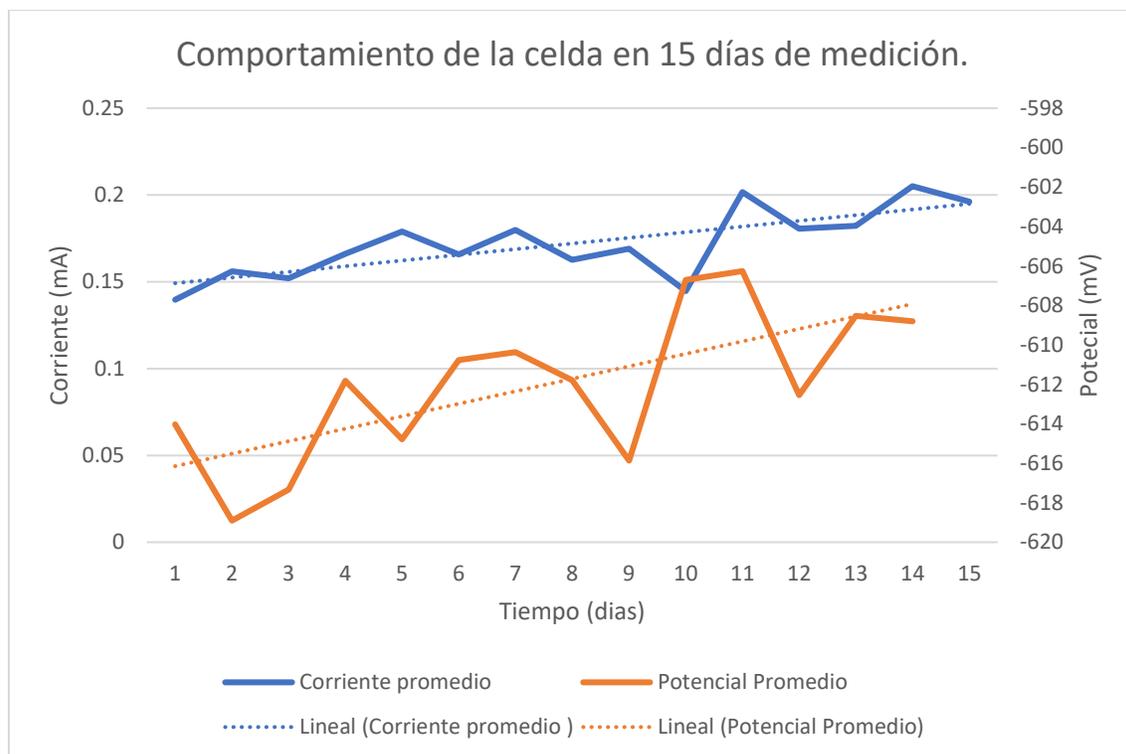
Gráfica 9 Resultado de la técnica de ruido electroquímico del sistema Eutectoide con recocido; mediciones 5 a 6.



Gráfica 10 Resultado de la técnica de ruido electroquímico del sistema Eutectoide con recocido; mediciones 10 a 15.

En estas gráficas se puede observar que, a diferencia del acero eutectoide sin tratamiento térmico, el comportamiento es más inestable. Además, la señal tarda entre unos 200 y 400 segundos en estabilizarse. Durante las mediciones 5 a 10 del ensayo, el potencial parece que se estabiliza mostrando una tendencia anódica con valores de potencial que varían entre los -618 mV y los -610 mV. Esta tendencia a la estabilidad se mantiene en las últimas 5 mediciones, aunque el rango de variación se recorre hacia valores ligeramente menos negativos, límite superior de -605 mV y un límite inferior de -613 mV.

En el caso de la corriente, se obtienen valores de corriente un poco superiores a las alcanzadas en el sistema normalizado, aunque también muestran una tendencia a la estabilización. Durante las primeras 5 mediciones, las series de corriente oscilan entre valores cercanos a 0.15 y 2 mA. Esta variación se mantiene durante los siguientes 10 días de medición.

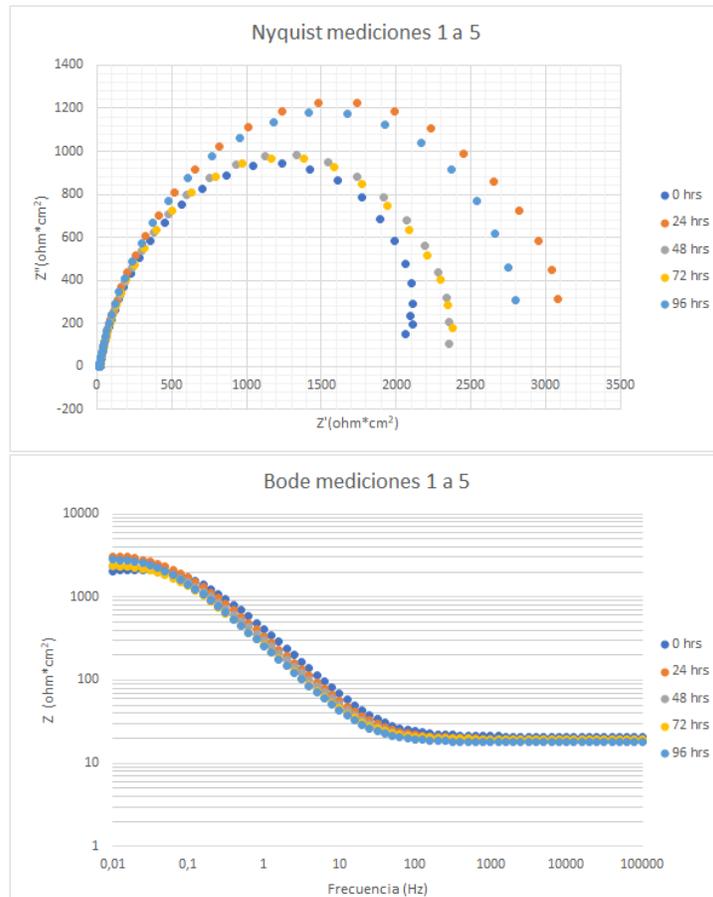


Gráfica 11 Comportamiento promedio de potencial y corriente de la celda electroquímica del sistema eutectoide con recocido durante los 15 días de medición. Muestra líneas de tendencia.

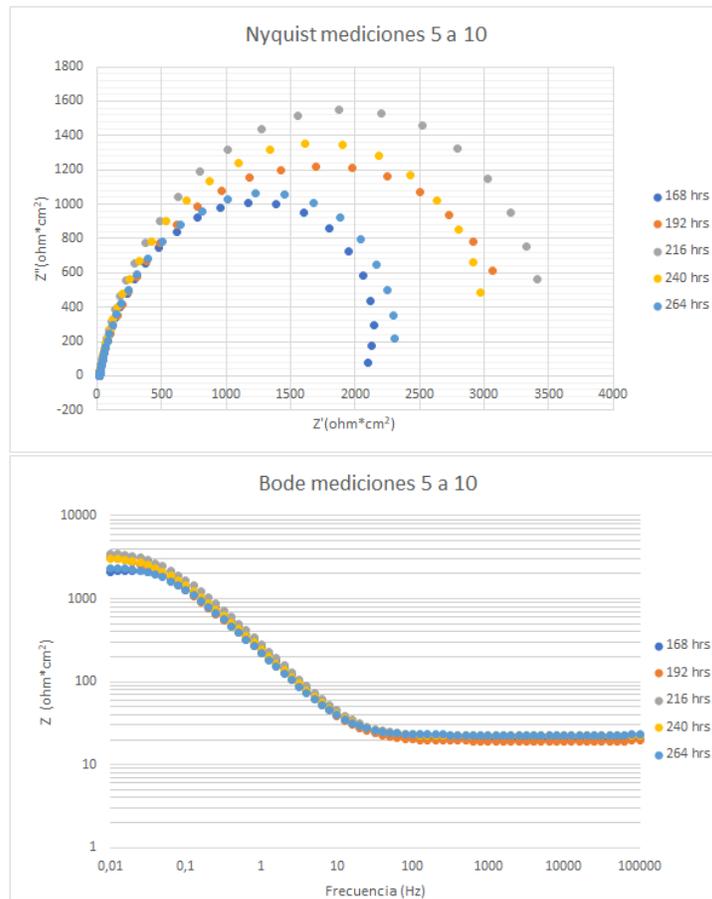
En la Gráfica 11 se representa el comportamiento promedio de la celda al cabo de todo el periodo de medición. Se observa que la señal del potencial muestra tener variaciones, pero con una clara tendencia hacia valores más positivos; es decir, más catódicos. El valor promedio final de potencial es de -608 mV mientras que para el sistema normalizado estaba en torno a -600 mV. En el caso de la corriente, también se aprecia una tendencia a incrementar con el tiempo de exposición, llegando a valores cercanos a 0.2 mA. Este hecho puede ser el resultado de un proceso constante de corrosión, que corresponde con una mayor pérdida del material y una respuesta anódica, oxidación. Este sistema muestra una respuesta diferente a la

del mismo acero sin tratamiento térmico; en este caso las tendencias que se muestran son creciente y no casi constantes como en el sistema normalizado. Gráfica 4.

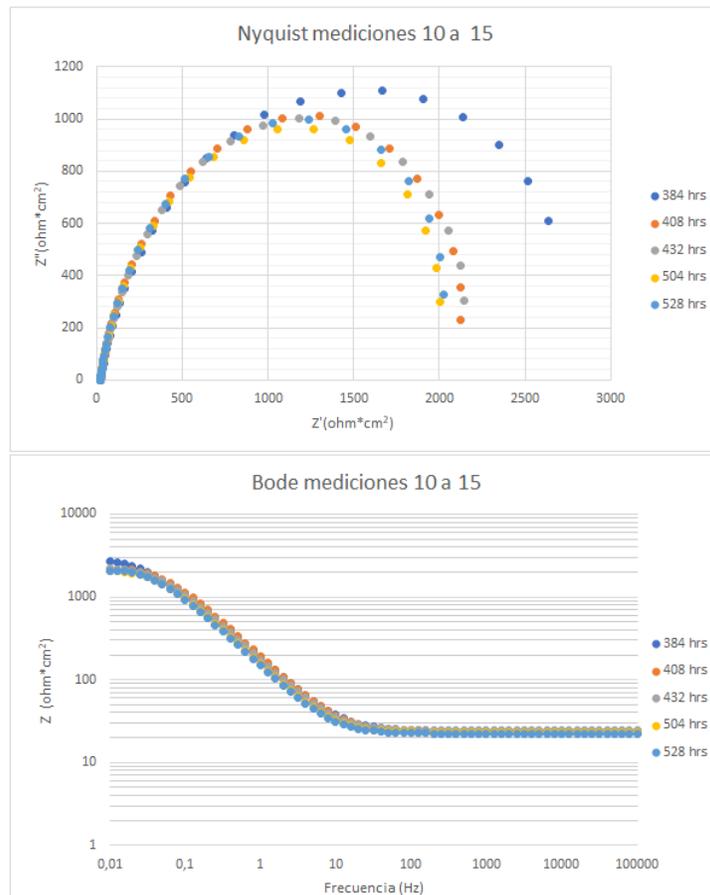
En las gráficas 12, 13 y 14, se muestran los resultados obtenidos con la técnica de Impedancia Electroquímica:



Gráfica 12 Gráfico de Nyquist y Bode del sistema eutectoide con recocido; mediciones 1 a 5.



Gráfica 13 Gráfico de Nyquist y Bode del sistema eutectoide con recocido; mediciones 5 a 10.

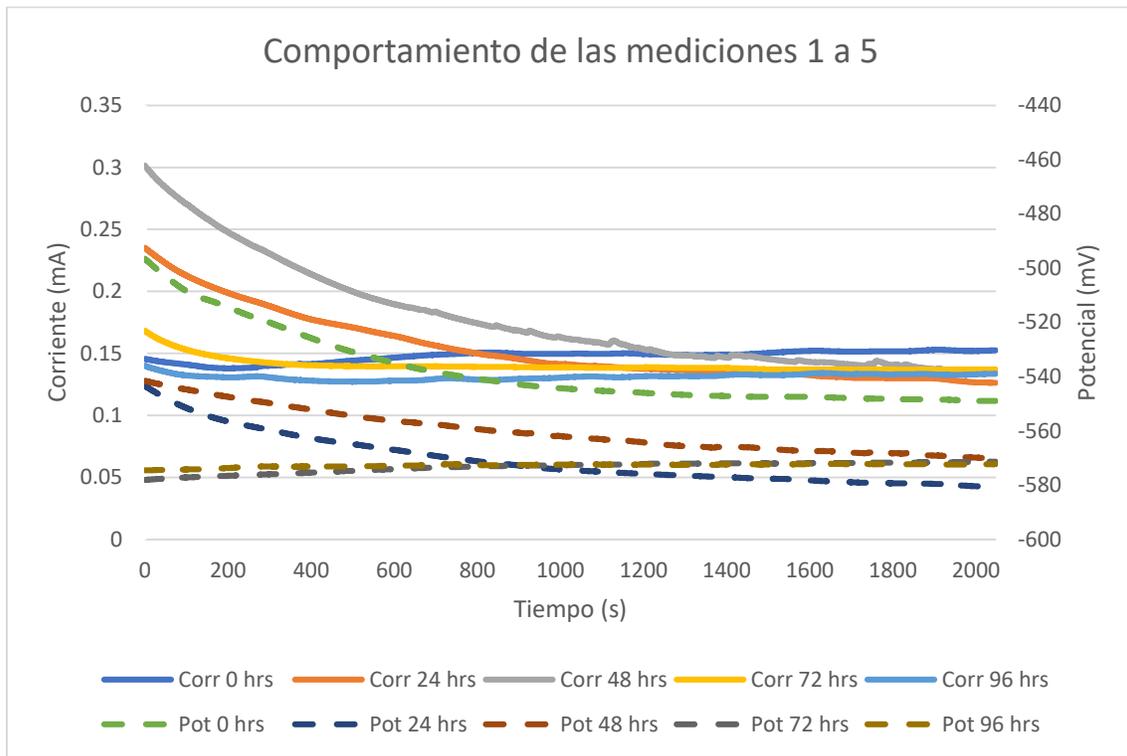


Gráfica 14 Gráfico de Nyquist y Bode del sistema eutectoide con recocido; mediciones 10 a 15.

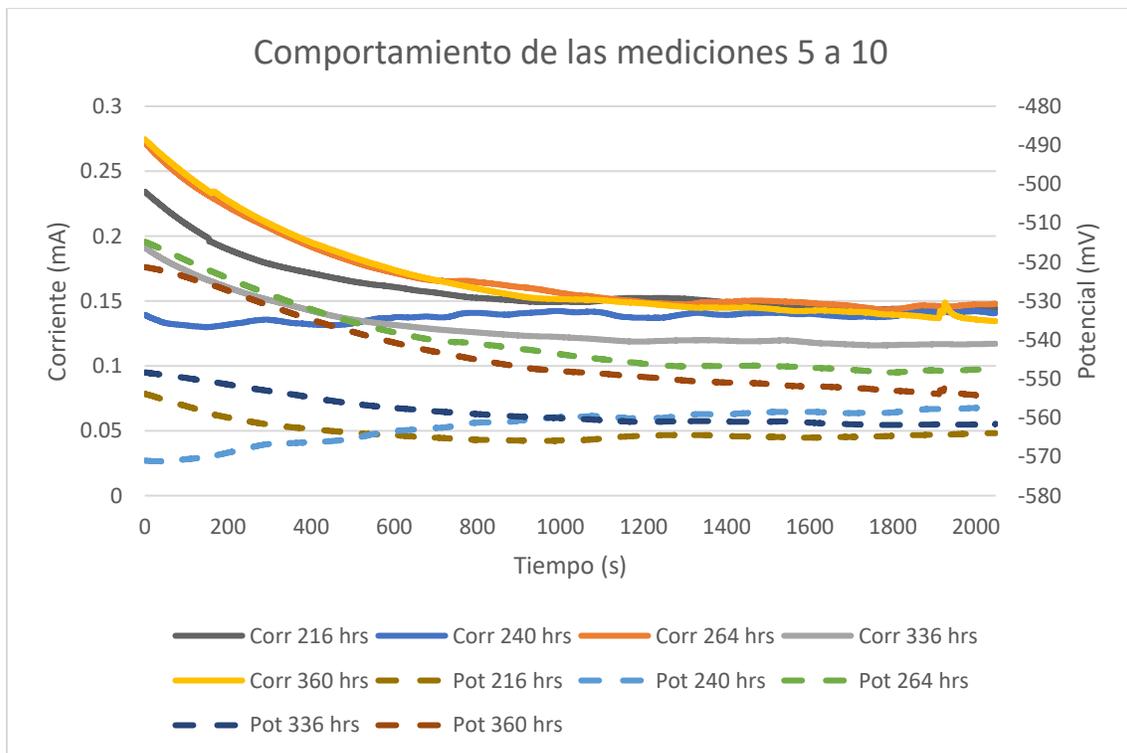
Nuevamente las curvas de Nyquist presentan un único arco a simple vista, que probablemente se asocie a los procesos de corrosión. Respecto del comportamiento electroquímico, se aprecia que el arco va creciendo y disminuyendo aleatoriamente durante las primeras 10 mediciones, alcanzando un valor de resistencia global máximo de 3500 ohm/cm² a las 216 horas. En las últimas 5 mediciones (10 a 15) se llega a un máximo de resistencia global de 3000 ohm/cm² a las 384 horas hasta que finalmente el sistema parece estabilizarse en valores próximos a los 2000 ohm/cm² hasta el final del ensayo.

3.4.3 Eutectoide temple

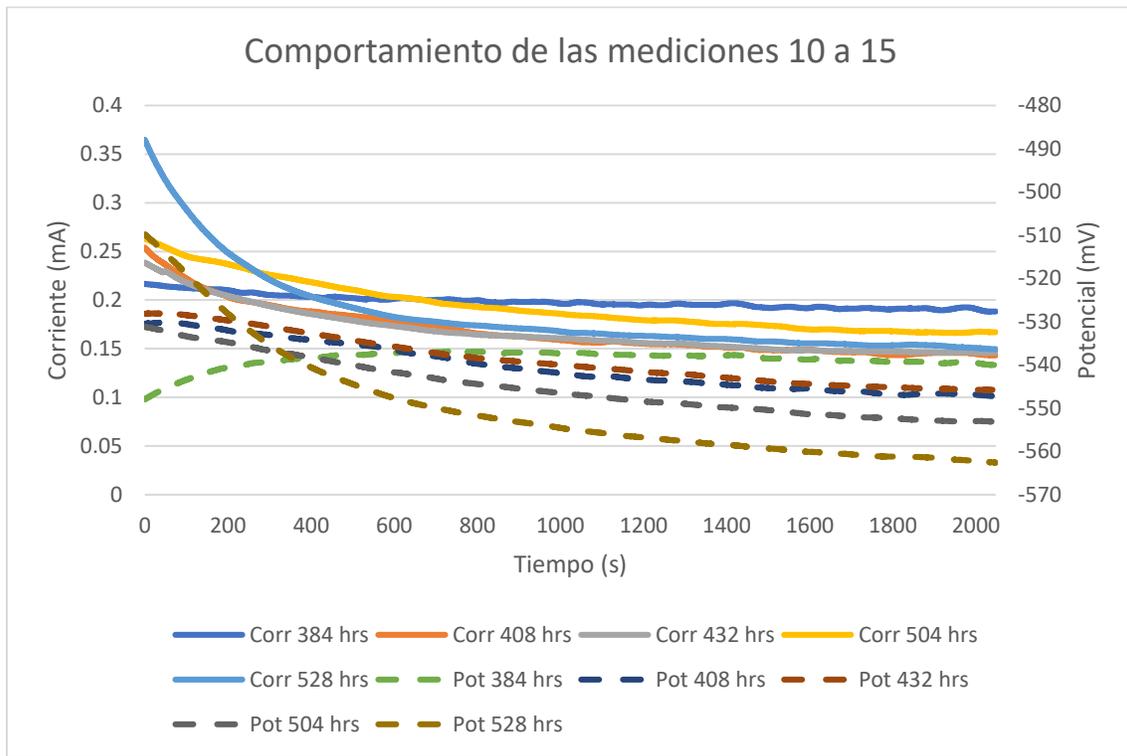
En las gráficas 15, 16 y 17 se representan las series de tiempo obtenidas mediante la técnica de Ruido electroquímico para el acero eutectoide con temple:



Gráfica 15 Resultado de la técnica de ruido electroquímico del sistema eutectoide con temple; mediciones 1 a 5.



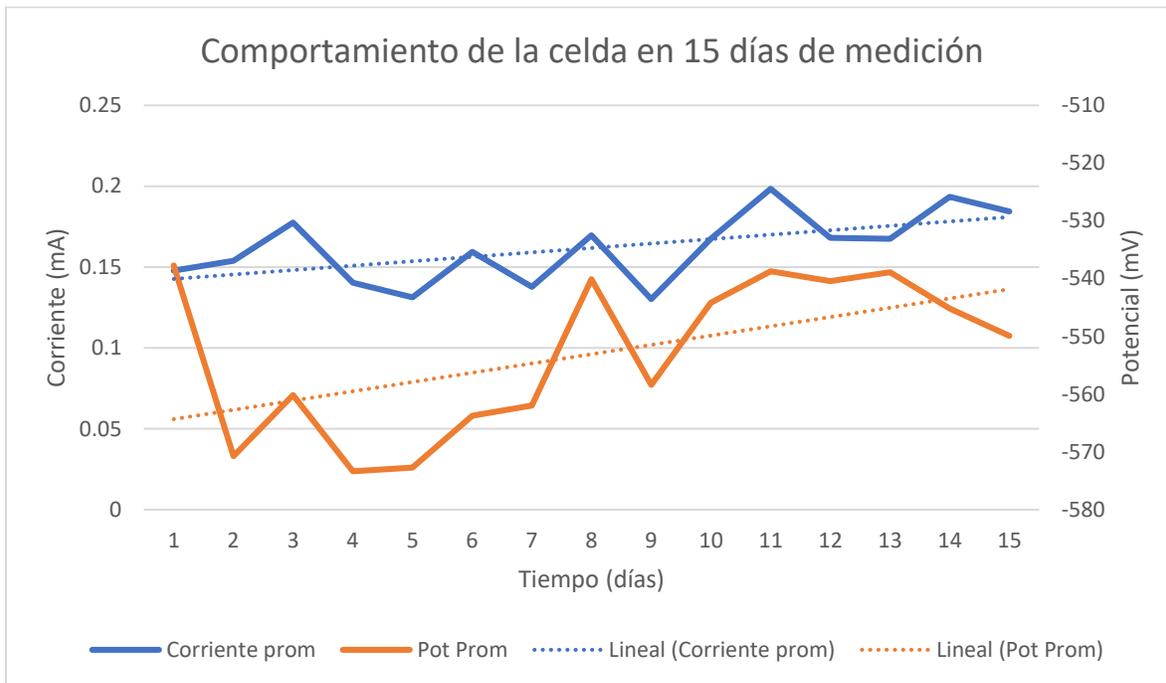
Gráfica 16 Resultado de la técnica de ruido electroquímico del sistema eutectoide con temple; mediciones 10 a 15.



Gráfica 17 Resultado de la técnica de ruido electroquímico del sistema eutectoide con recocido; mediciones 10 a 15.

De la Gráfica 15 se puede observar que la curva de potencial de las 0 a las 48 horas tiene un comportamiento de estabilización de la señal durante los primeros 800 segundos de medición; posteriormente se estabiliza manteniéndose casi constante. Salvo la serie de tiempo inicial, el potencial tiende a estabilizarse en torno a los -570 mV. Respecto a la Gráfica 16, el potencial varía respecto a lo observado en la gráfica anterior, Gráfica 15; estabilizándose en valores entre -545 mV y -565 mV. Este comportamiento se réplica al final del ensayo, como se aprecia en la Gráfica 17. Los cambios más significativos del sistema se encuentran en las series de tiempo del inicio donde se nota la oscilación en el cambio de comportamiento más significativo.

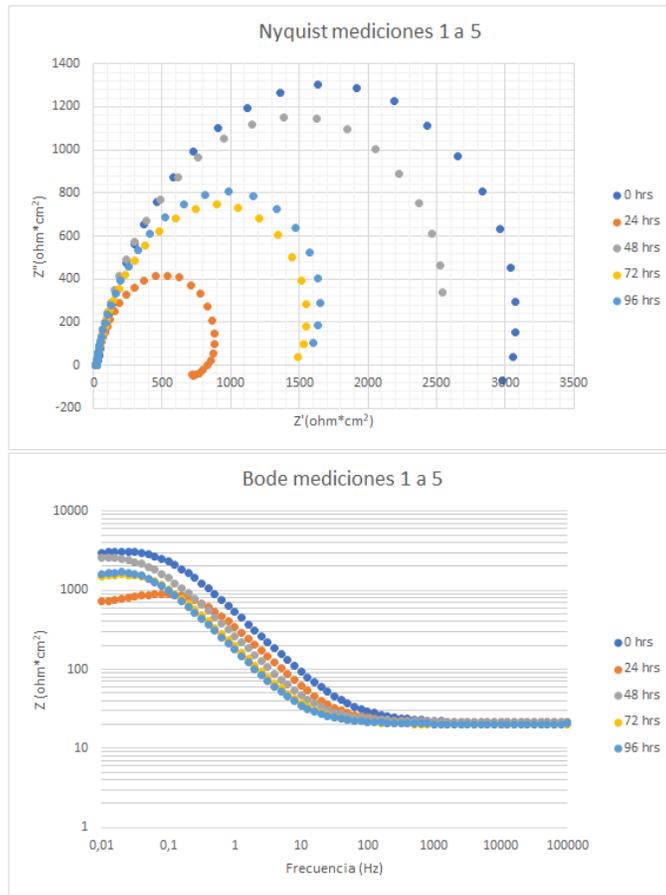
Respecto al comportamiento de la corriente durante las primeras mediciones se aprecia una tendencia a presentar valores de corriente un poco por debajo de 0.15 mA. En las mediciones 5 a 10, se observan comportamientos fluctuantes durante los primeros segundos de medición; aunque el sistema sigue mostrando tendencia a estabilizarse en valores cercanos a 0.15 mA. Durante las últimas mediciones lo más destacable es el incremento en el valor de corriente de convergencia, el cual se encuentra por arriba de los 0.15 mA.



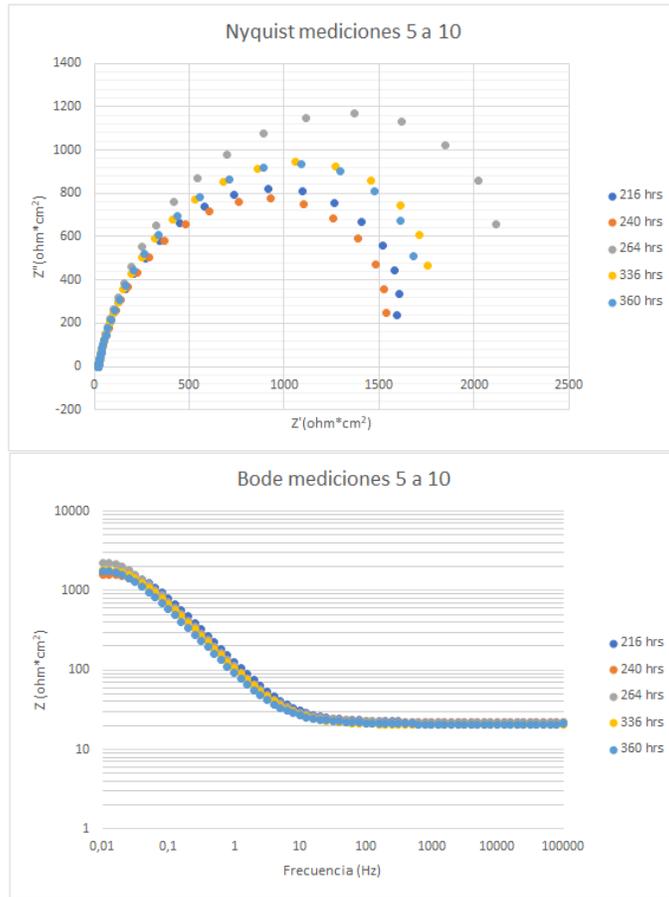
Gráfica 18 Comportamiento promedio de potencial y corriente de la celda electroquímica del sistema eutectoide con temple durante los 15 días de medición. Muestra líneas de tendencia.

En la Gráfica 18 se representa el promedio de las series de tiempo y potencial en función del día en el que se realizó el ensayo. Se aprecia que de igual manera que ocurría en el acero eutectoide con recocido, hay una tendencia de crecimiento de los valores de la corriente, lo cual está asociado con una mayor presencia de procesos de corrosión del material. El potencial, por su parte, también muestra una aparente tendencia catódica, hacia valores más positivos. A pesar de que el potencial muestra una aparente tendencia catódica es importante destacar que, en las condiciones del experimento, se mantienen los procesos de corrosión.

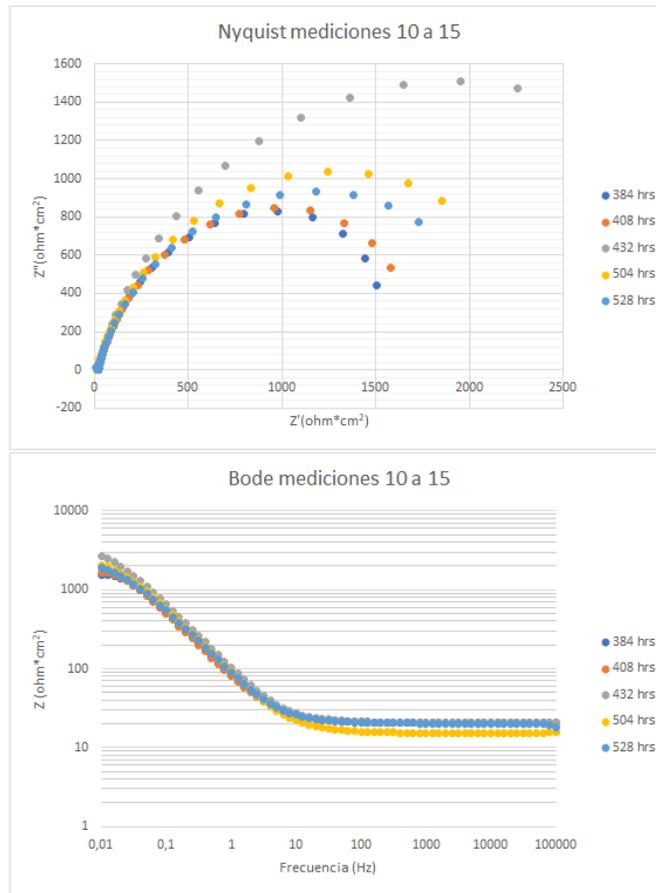
Las gráficas 10, 20 y 21 presentan los resultados de la técnica de impedancia electroquímica de este sistema:



Gráfica 19 Gráfico de Nyquist y Bode del sistema eutectoide con temple; mediciones 1 a 5.



Gráfica 20 Gráfico de Nyquist y Bode del sistema eutectoide con temple; mediciones 5 a 10.



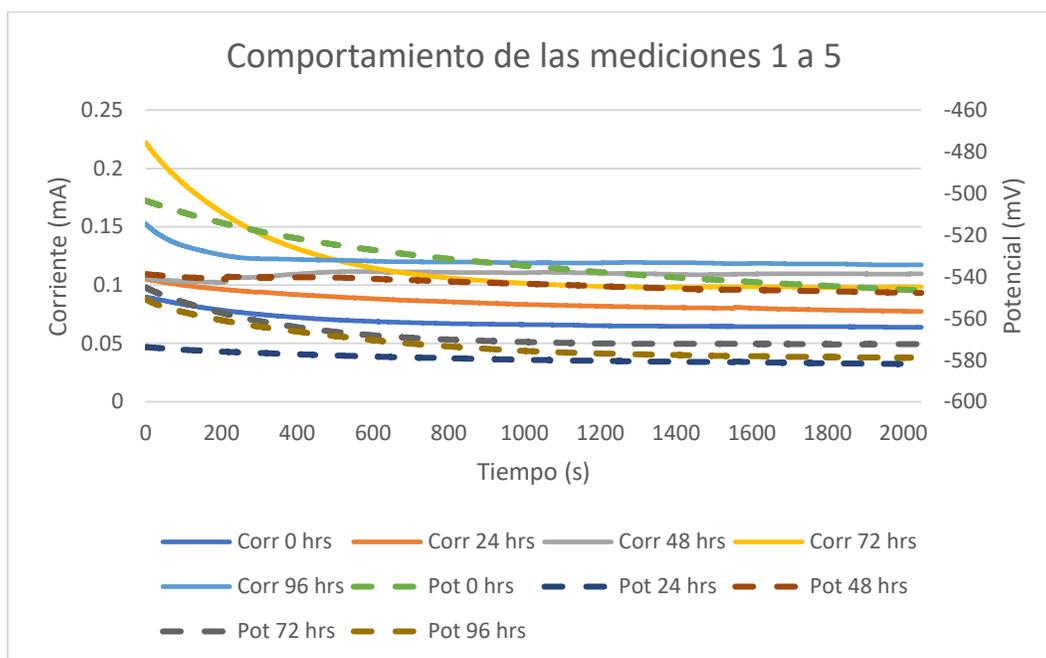
Gráfica 21 Gráfico de Nyquist y Bode del sistema eutectoide con temple; mediciones 10 a 15.

Al igual que ocurría en los sistemas anteriores, las curvas obtenidas del diagrama de Nyquist presentan un único arco. El diagrama de Nyquist de la Gráfica 19, muestra variaciones muy marcadas; el primer día se aprecia una resistencia muy alta que cambia a las 24 horas tomando valores de impedancia extremadamente pequeños comparados con las demás curvas; obteniéndose módulos de impedancia global para esos tiempos de 3000 y 750 ohm/cm², respectivamente. Este comportamiento oscilante se mantiene durante los siguientes días. En la Gráfica 20 por parte del diagrama de Nyquist no se aprecia una variación extraordinaria, oscilando los valores de módulo de impedancia global entre los 1500 y 2200 ohm/cm² (a las 264 horas). Lo mismo sucede al final del ensayo, Gráfica 21, donde se producen variaciones del módulo de impedancia global desde valores por encima de los 2500 ohm/cm² hasta los 1500 ohm/cm². Estas variaciones del módulo de impedancia global, pueden ser el resultado de la formación de una capa protectora de óxido sobre la superficie que no es muy adherente; por lo que con el tiempo se desprende, cuando llega a un máximo de espesor, dejando al sistema nuevamente desprotegido.

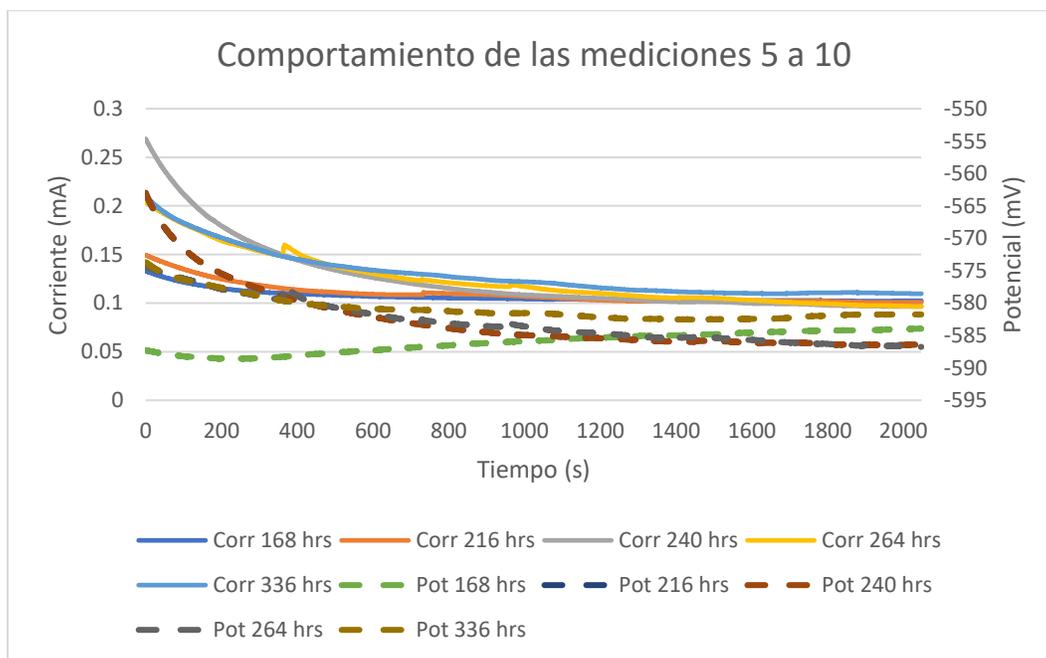
En las gráficas de Nyquist se puede observar que la curva correspondiente a las horas; 48, 264 y 432 horas presentan un valor mayor de módulo de impedancia y por un tanto muestran una mayor resistencia a la corrosión; este valor se puede relacionar con el crecimiento máximo de la película de óxidos.

3.4.4 Eutéctico normalizado.

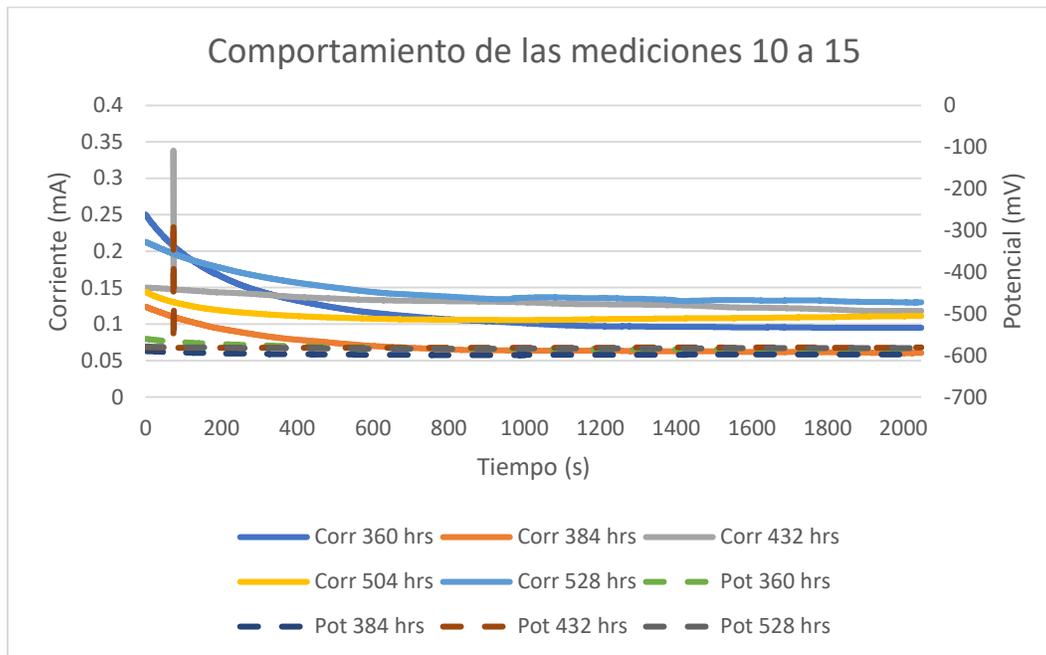
A continuación, se presentan los resultados de ruido electroquímico para el acero eutéctico normalizado, graficas 22, 23 y 24:



Gráfica 22 Resultado de la técnica de ruido electroquímico del sistema eutéctico normalizado; mediciones 1 a 5.



Gráfica 23 Resultado de la técnica de ruido electroquímico del sistema eutéctico normalizado; mediciones 5 a 10.



Gráfica 24 Resultado de la técnica de ruido electroquímico del sistema eutéctico normalizado; mediciones 10 a 15.

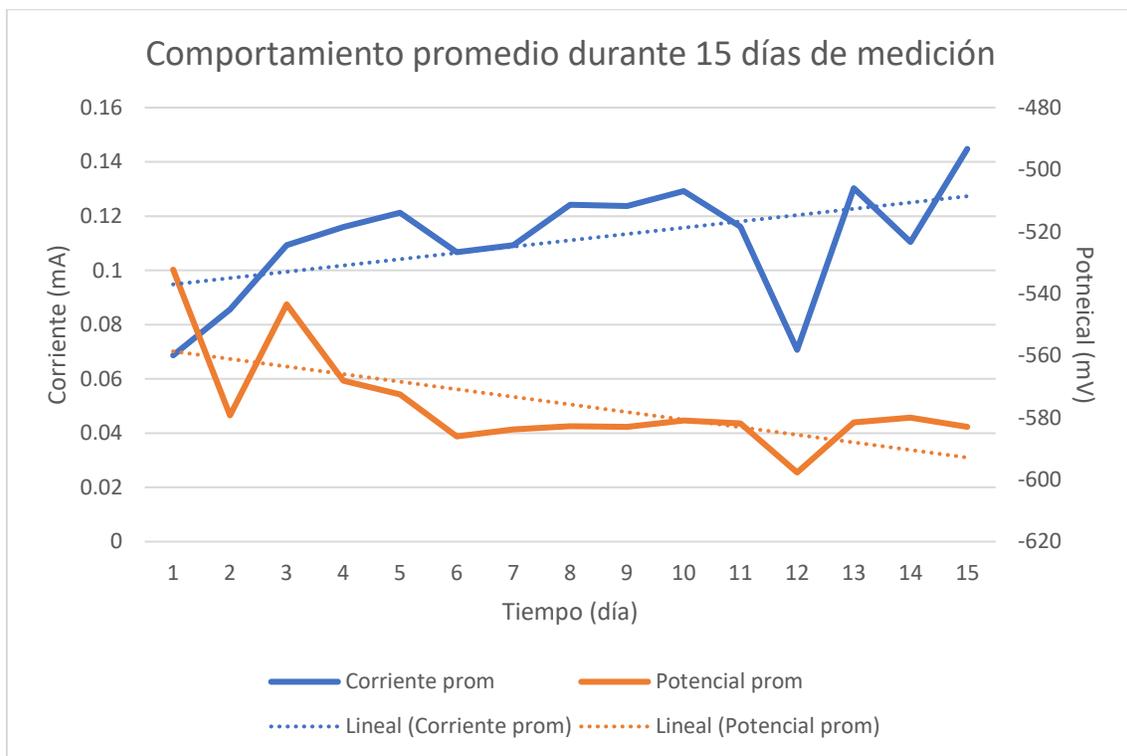
En la Gráfica 22, se puede observar que el comportamiento del potencial oscila entre las primeras tres mediciones, para la cuarta y quinta, se muestra un valor muy similar que tiende a -580 mV. En las siguientes 5 mediciones, se nota un incremento en la tendencia en 5 mV; es decir ahora las series de potencial frente a tiempo tienden hacia valores cercanos a -585 mV. En las últimas 5 mediciones (10 a 15), en la serie de potencial de 432 horas se registra un valor muy alto de potencial. Lo aislado de este evento, puede relacionarse con alguna perturbación externa que el equipo detectó; en general, la tendencia de las series es la de mantenerse en valores cercanos a los -580 mV, como al comienzo del ensayo. En general las curvas de potencial muestran comportamientos muy parecidos, con oscilaciones puntuales durante todo el intervalo de tiempo que dura el ensayo.

Respecto del análisis de la señal de la corriente de la Gráfica 22, se puede notar que, durante los primeros segundos de medición, el valor de la corriente es mucho mayor debido al periodo de estabilización que necesita la señal para estabilizarse. Al final del ensayo tiende a valores entre el rango de 0.075 a 0.15 mA; que son los valores más bajos registrados hasta el momento. En la siguiente gráfica, Gráfica 23, se observan fluctuaciones en la señal de corriente del sistema al tiempo 216 y 264 horas; estas fluctuaciones pueden estar relacionadas con la aparición y repasivación de picaduras sobre la superficie del metal. Estos eventos tienen poca duración y posteriormente la serie vuelve a tomar la tendencia marcada inicialmente hasta llegar a valores cercanos a 0.12 mA, al final del ensayo. Finalmente, en la Gráfica 24, se aprecia que los valores de tendencia se espacian un poco más que lo que se vio en la gráfica anterior, acercándose a valores de corriente entre los 0.06 (384 h) y 0.15 mA.

De las gráficas anteriores se puede observar que el comportamiento del potencial oscila entre las primeras tres mediciones (1 a 5), para la cuarta y quinta se muestra un valor muy similar tendiendo a -580 mV. En las siguientes 5 mediciones (5 a 10) se nota un incremento en la tendencia en 5mV. En las últimas mediciones hay una variación especial en la lectura de los datos a las 432 horas, tal que la escala de potencial se ajusta

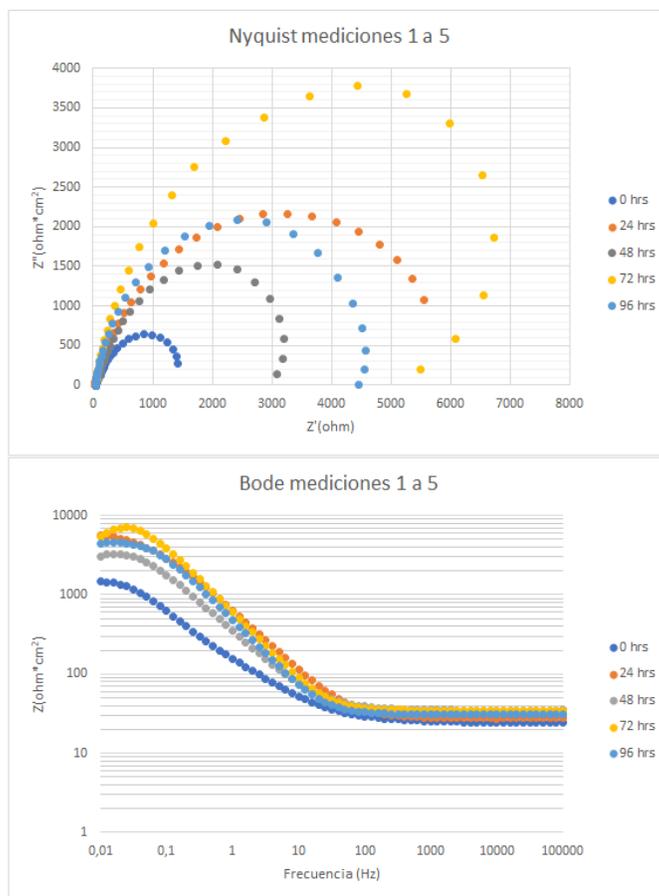
y no se nota con precisión si hubo un cambio en el valor de potencial; sin embargo, la tendencia a punta a que se mantiene sobre los -580 mV. En general las curvas de potencial muestran comportamientos casi constantes con oscilaciones durante los primeros segundos de lectura.

Por parte de la corriente de la Gráfica 22 se puede notar que durante los primeros segundos de medición el valor de la corriente es mucho mayor y tiende a asentarse entre 0.075 a 0.15 mA, presentando poca variación. En la siguiente gráfica, Gráfica 23, se observa un comportamiento sumamente similar, pero con la aparición de fluctuaciones de ruido a 216 y 264 horas a los 400 y 1000 segundos de medición los cuales posteriormente desaparecen tomado una tendencia a 0.12 mA. Finalmente, en la Gráfica 24 la corriente no parece haber tenido un cambio apreciable pues el rango en el que la corriente se mantiene estable esta entre los 0.1 y 0.15 mA.

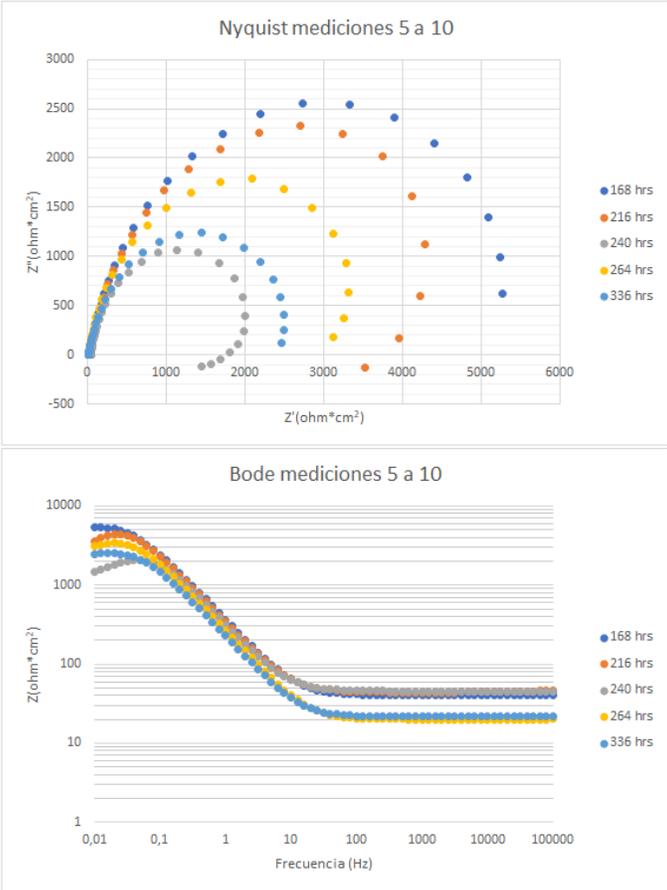


Gráfica 25 Comportamiento promedio de potencial y corriente de la celda electroquímica del sistema eutéctico normalizado durante los 15 días de medición. Muestra líneas de tendencia.

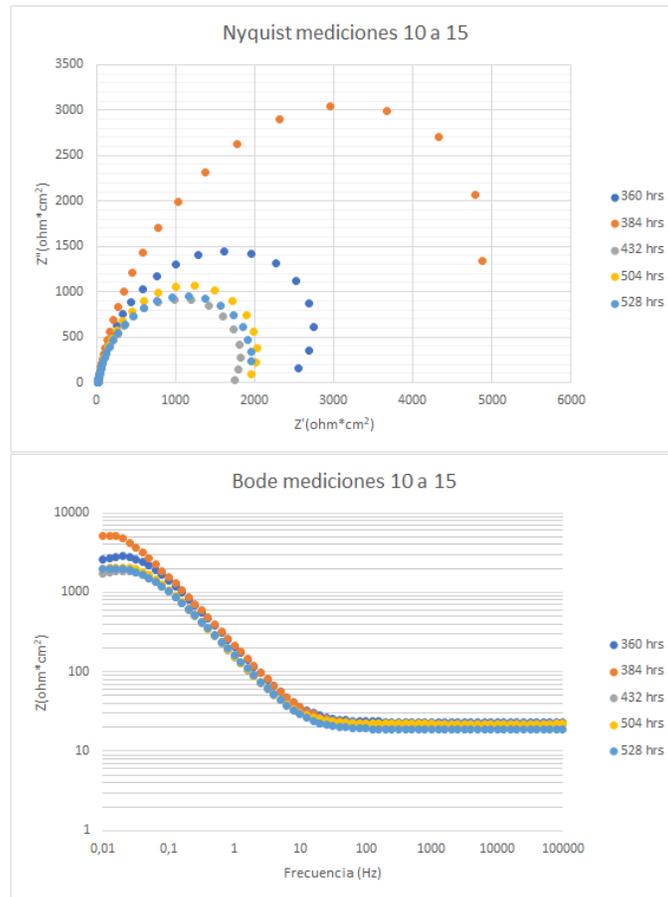
Los resultados de la técnica de Impedancia electroquímica se muestran a continuación en las gráficas 26, 27 y 28:



Gráfica 26 Gráfico de Nyquist y Bode del sistema eutéctico normalizado; mediciones 1 a 5.



Gráfica 27 Gráfico de Nyquist y Bode del sistema eutéctico normalizado; mediciones 5 a 10.



Gráfica 28 Gráfico de Nyquist y Bode del sistema eutéctico normalizado; mediciones 10 a 15.

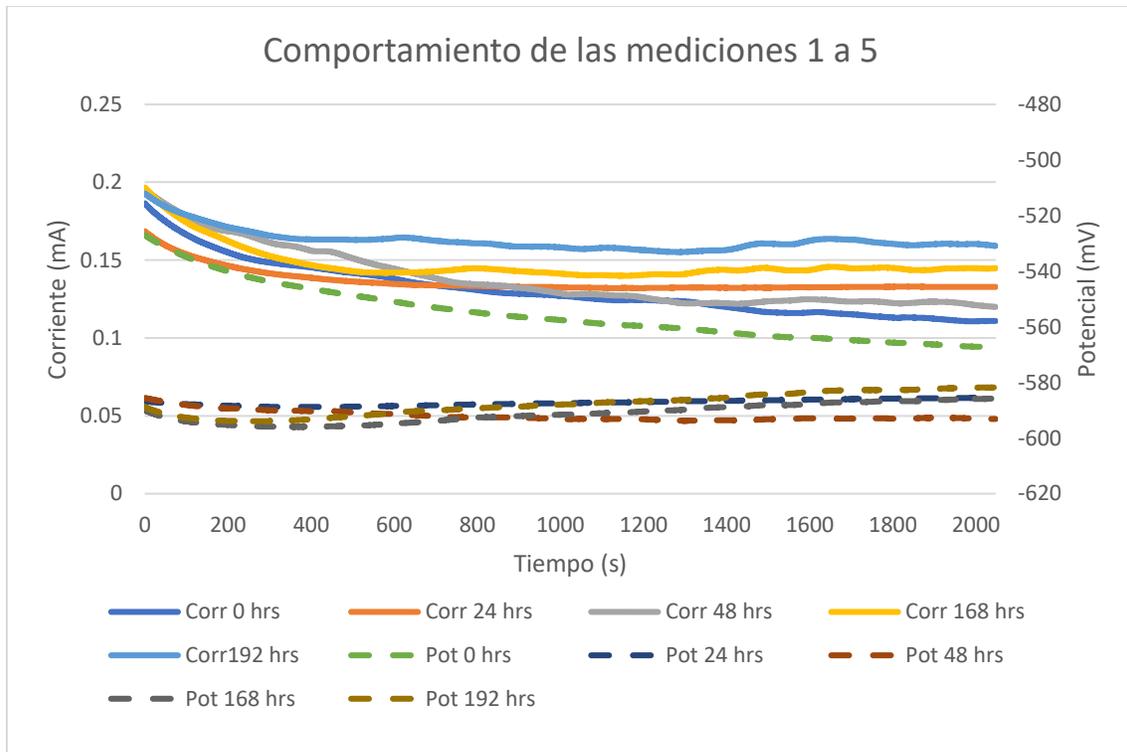
Los gráficos de Nyquist siguen mostrando un único arco al igual que los anteriores sistemas analizados. Sin embargo, llama la atención la diferencia respecto a los valores del módulo de impedancia global, que son mayores a los reportados en los anteriores sistemas eutectoide. Además, llama la atención la diferencia en el valor del módulo de impedancia del electrolito, que se muestra en la zona de altas frecuencias del diagrama de Bode; en las gráficas 26 y 27 se observa que en ciertos momentos el valor sube hasta los 40 ohm/cm²; como no se produjo ningún cambio en electrolito, es posible que al inicio del experimento se esté dando un proceso a altas frecuencia, que con el aumento del tiempo de exposición evolucione hacia valores de más baja frecuencia; con lo que el proceso se irá ralentizando a medida que el sistema se estabiliza. Teniendo en cuenta lo anteriormente mencionado, es posible que, aunque en el diagrama de Nyquist solo se ve un arco haya más señales solapadas en intervalos de frecuencia características cercanos.

En este sistema se llega a valores de módulo de impedancia global cercanos a los 7000 ohm/cm² a las 72 horas de exposición al medio. Lo que nos indica que estamos ante un sistema muy resistivo. Entre los días 5 a 10, se muestra una disminución de esos valores de módulo de impedancia llegando a un máximo de 5000 ohm/cm² (168 horas) y posteriormente se vuelve a mantener por debajo de los 3000 ohm/cm², que sigue resultando un valor elevado en comparación con los sistemas anteriormente analizados. Estamos hablando de un sistema con una capa de óxido resistiva, muy protectora y adherente que protege al sistema de sufrir una mayor degradación, incluso visualmente la capa de herrumbre de la celda electroquímica se

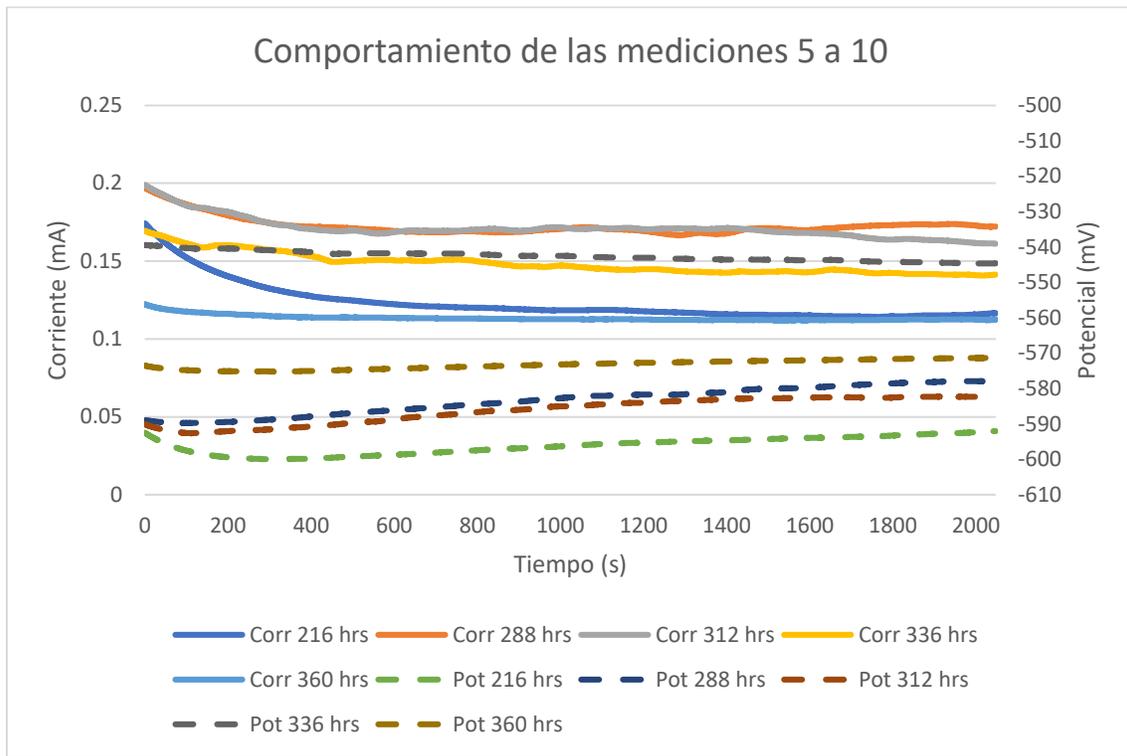
notaba mucho menor que la de los aceros eutectoides presentando un color no tan vivo o naranja si no tendiendo al café.

3.3.5 Eutético recocido

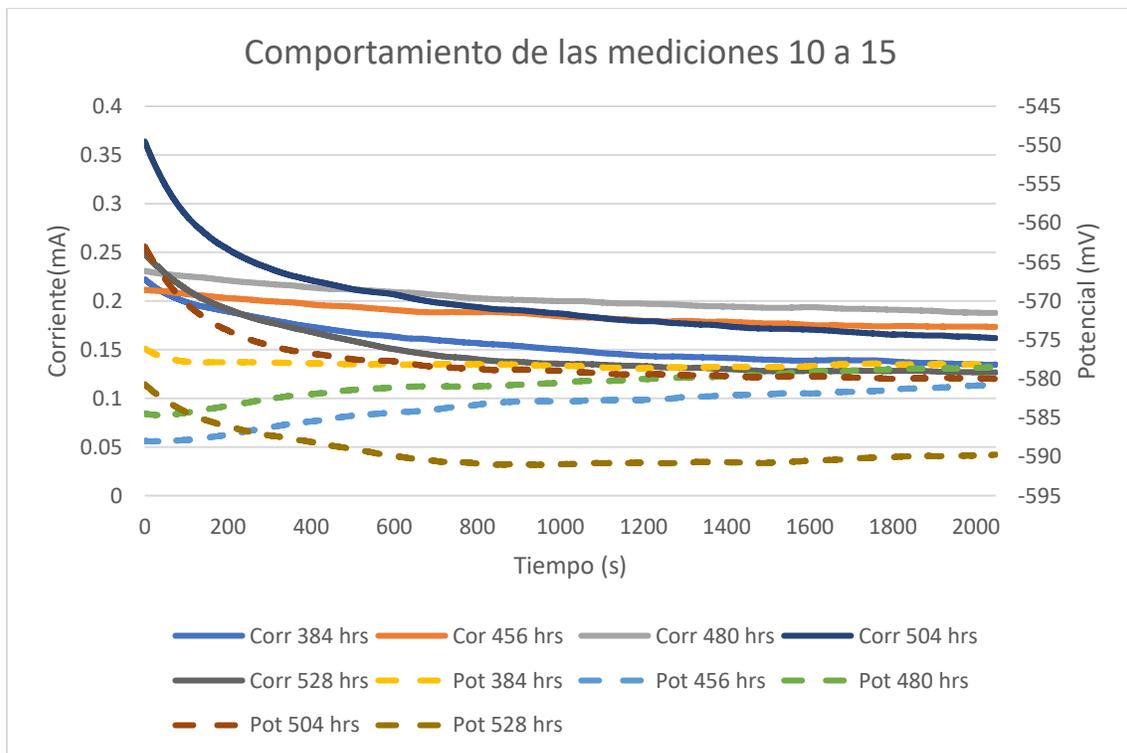
Los gráficos de Ruido electroquímico del sistema eutético recocido se muestran a continuación, en las gráficas 29, 30 y 31:



Gráfica 29 Resultado de la técnica de ruido electroquímico del sistema eutético con recocido; mediciones 1 a 5.



Gráfica 30 Resultado de la técnica de ruido electroquímico del sistema eutéctico con recocido; mediciones 5 a 10.

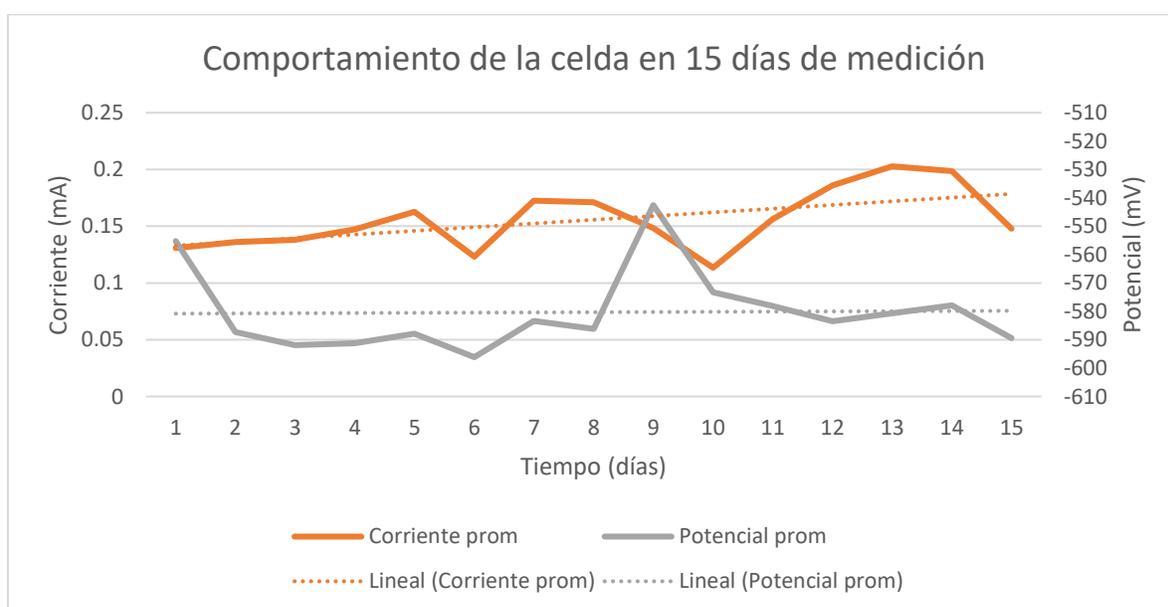


Gráfica 31 Resultado de la técnica de ruido electroquímico del sistema eutéctico recocido; mediciones 10 a 15.

En la Gráfica 29 se aprecia que la corriente tiene un comportamiento interesante, durante los primeros segundos de medición se nota que el punto inicial es muy similar durante las 5 mediciones y que el valor disminuye mientras se va tomando la medición. Además, en este caso, no parece haber una tendencia a seguir un valor constante; si no que todas las gráficas divergen en los valores finales de las respectivas series. En el caso del potencial, las series obtenidas tienen un comportamiento muy semejante, con tendencia al valor -580 mV, salvo la respuesta de la primera medición que muestra valores más positivos que los de las demás series.

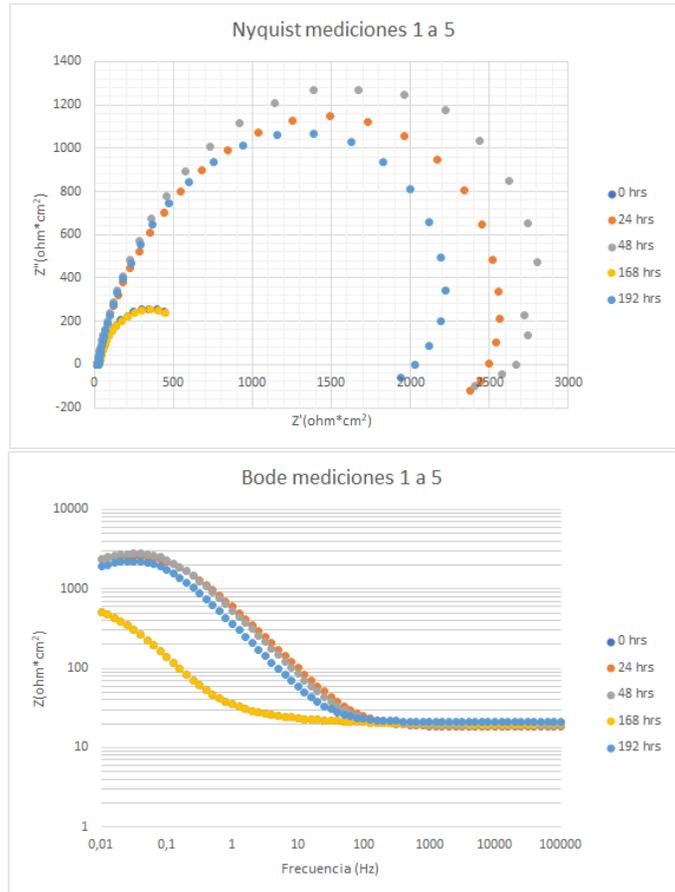
Durante las mediciones 5 y 10, Gráfica 30, se observa que las series de corriente tienen un comportamiento oscilante con tendencia a los valores de 0.12 o 0.17 mA. La serie a las 336 horas muestra un comportamiento constante, con valores muy cercanos a 0.15 mA. Por otra parte, las series de potencial van variando en función de la medición, con tendencias entre -590 hasta -570 mV. Otra vez se nota una diferencia de comportamiento para la medición a 336 horas; este sistema muestra valores de potencial prácticamente constantes en torno al valor de -540 mV. En las últimas mediciones, Gráfica 31, se observa un aumento en los valores de corriente que llega hasta los 0.2 mA. Por parte del potencial se nota una tendencia, por parte de casi todas las series, hacia valores cercanos a -580 mV; la última serie obtenida a 538 horas muestra una tendencia hacia el valor de potencial de -590 mV.

En la Gráfica 32 se presenta el comportamiento promedio del sistema tras 15 días de exposición al medio agresivo. Se puede apreciar que el potencial tiene un comportamiento global con cierta tendencia a tomar valores constantes en torno a -580 mV. Hay excepciones a este comportamiento para las series de tiempo tomadas en la sexta y novena medición. Respecto a los valores de la corriente, globalmente se sigue apreciando una tendencia creciente. Este aumento de los valores de corriente se relaciona con un aumento de los procesos de corrosión; por lo que la oxidación seguirá creciendo.

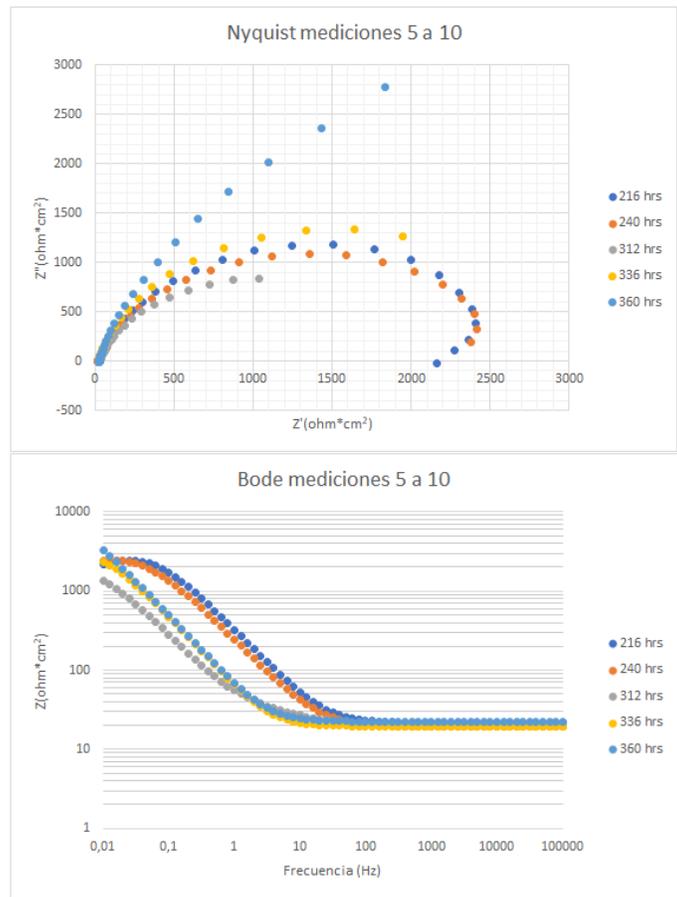


Gráfica 32 Comportamiento promedio de potencial y corriente de la celda electroquímica del sistema eutéctico con recocido durante los 15 días de medición. Muestra líneas de tendencia.

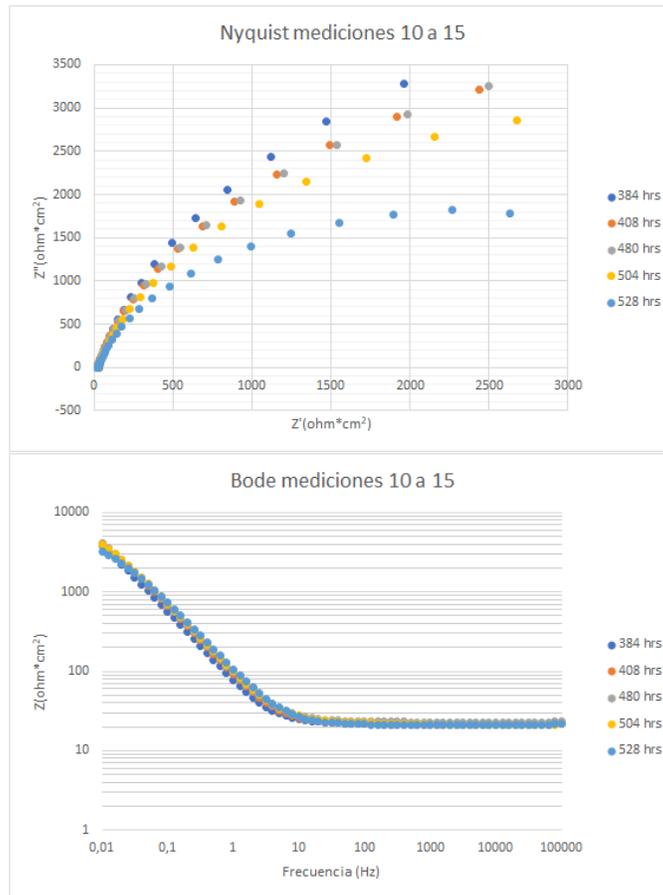
En las siguientes gráficas, gráficas 33, 34 y 35, se representan los resultados obtenidos por parte de la técnica de Impedancia electroquímica:



Gráfica 33 Gráfico de Nyquist y Bode del sistema eutéctico con recocido; mediciones 1 a 5.



Gráfica 34 Gráfico de Nyquist y Bode del sistema eutéctico con recocido; mediciones 5 a 10.

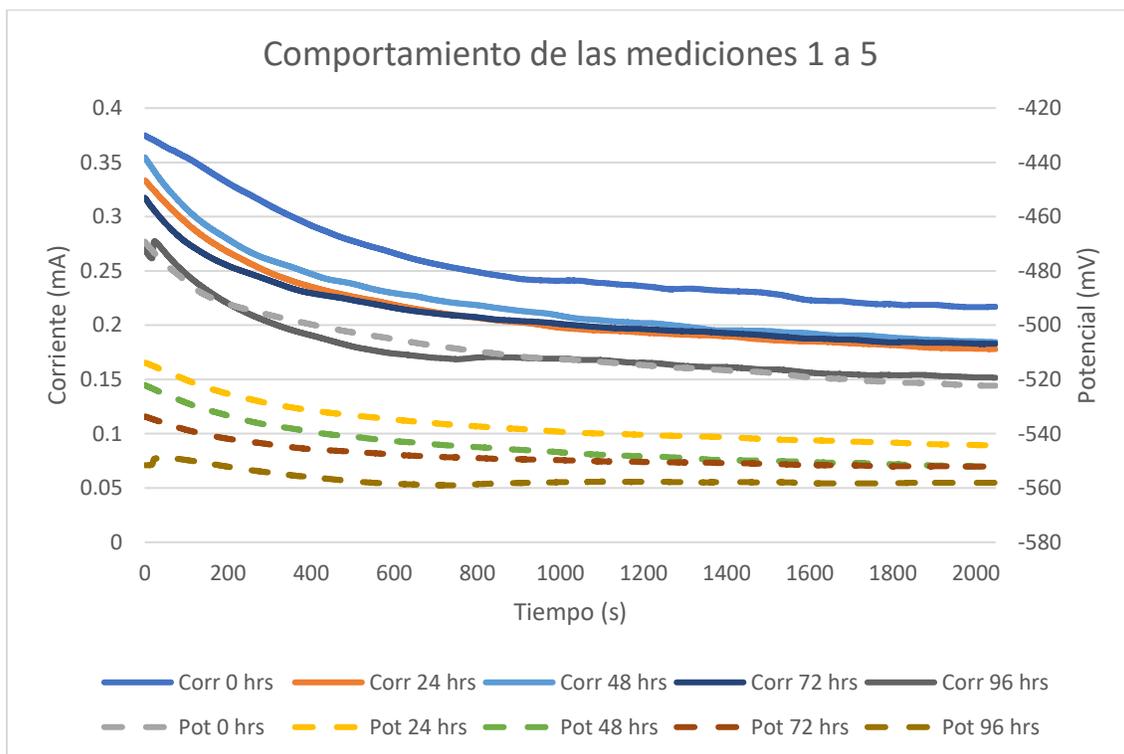


Gráfica 35 Gráfico de Nyquist y Bode del sistema eutéctico con recocido; mediciones 10 a 15.

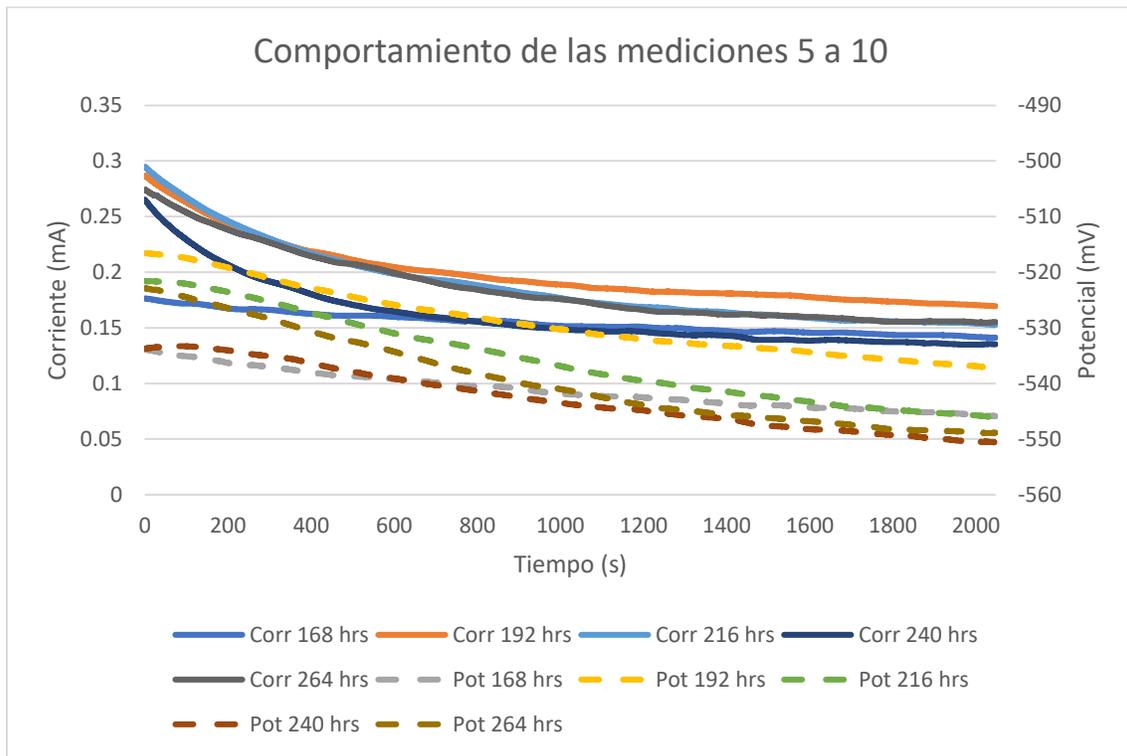
Al igual que en los anteriores sistemas se aprecia un único arco en todas las gráficas de Nyquist de este sistema; aunque llama la atención que la forma de este arco para las 5 primeras mediciones muestra cierta tendencia a formar un bucle inductivo (tendencia a la formación de picaduras). Además, la forma de ese arco va evolucionando con el tiempo; de tal forma que a partir de las mediciones 5 a 10 del ensayo muestra un aspecto más achatado. En el diagrama de bode de la Gráfica 33, se observan, otra vez, bien diferenciados los procesos asociados a altas y bajas frecuencias. A altas frecuencias solo se observa la respuesta del propio electrolito, con valores de módulo de impedancia entorno a los 20 ohm/cm^2 . A bajas frecuencias se asignarán los procesos relacionados con el fenómeno de corrosión. Durante las primeras mediciones del ensayo se obtienen valores muy inferiores a los obtenidos por este sistema normalizado y que toman valores en torno a los 3000 ohm/cm^2 . En la Gráfica 34 se muestran variaciones tanto en el aspecto de las gráficas como en los valores del módulo de impedancia global. Además, se aprecia un desplazamiento de la frecuencia característica del proceso hacia valores de baja frecuencia (desplazamiento de la pendiente de la gráfica de bode hacia la izquierda). Con lo que los procesos de corrosión se van ralentizando. En las últimas mediciones del ensayo, Gráfica 35, se aprecia que el sistema se va estabilizando; mostrando un comportamiento muy similar y valores de módulo de impedancia parecidos, en torno a los 3000 ohm/cm^2 .

3.3.6 Eutéctico temple

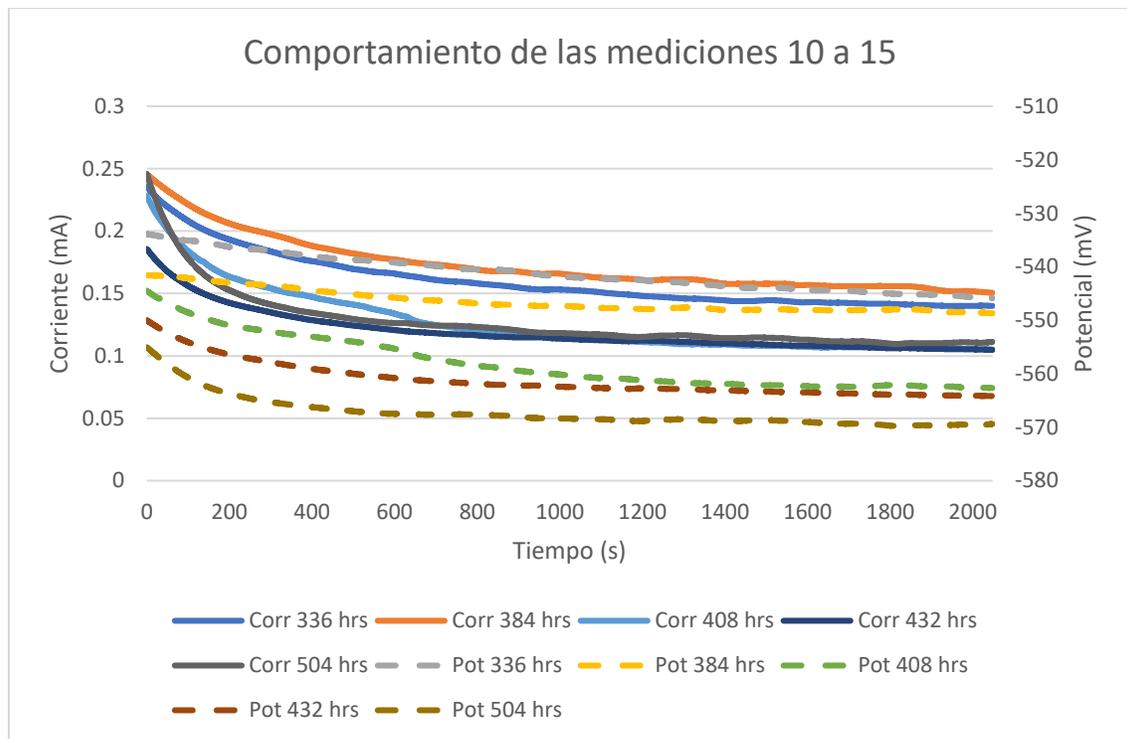
Los resultados de la técnica de ruido electroquímico del sistema eutéctico con temple se muestran en las gráficas 36, 37 y 38, a continuación:



Gráfica 36 Resultado de la técnica de ruido electroquímico del sistema eutéctico con temple; mediciones 1 a 5.



Gráfica 37 Resultado de la técnica de ruido electroquímico del sistema eutéctico con temple; mediciones 5 a 10.

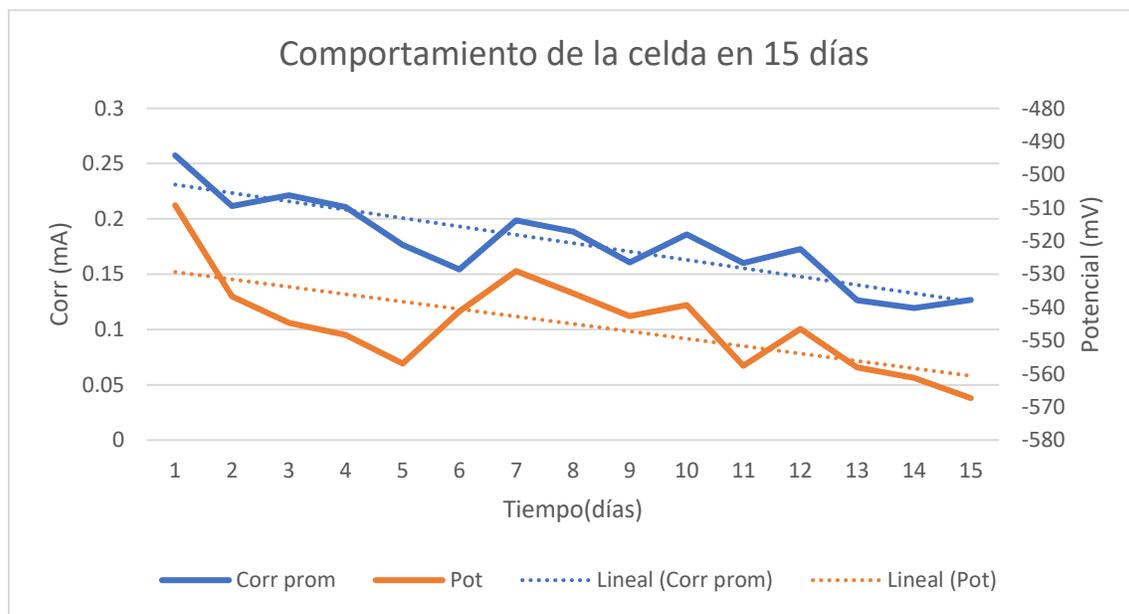


Gráfica 38 Resultado de la técnica de ruido electroquímico del sistema eutéctico con temple; mediciones 10 a 15.

El comportamiento que se muestra en la Gráfica 36 por parte del potencial, presenta una tendencia anódica; la serie de tiempo cero converge en un valor de -520 mV y a medida que aumenta el tiempo de exposición, el valor de convergencia irá disminuyendo; de tal forma que para la medición 5 será de -560 mV. Teniendo en cuenta este comportamiento, es lógico pensar que el sistema mostrará una mayor oxidación, corrosión, a medida que el tiempo de exposición incrementa. Respecto a las series de corriente se observa una morfología muy semejante, pero en este caso los valores de corriente irán disminuyendo a medida que aumenta el tiempo de exposición al medio agresivo; desde valores cercanos a 0.22 mA hasta valores en torno a 0.15 mA, por lo que la premisa inicial sobre el aumento de los procesos de corrosión puede que no sea totalmente correcta, los ensayos de impedancia ayudarán a evaluar lo que está pasando en el sistema.

En la Gráfica 37 se observa que las series de potencial mantienen un comportamiento general con tendencia anódica, parecido al de las primeras mediciones, oscilando entre valores de potencial desde -535 hasta -552 mV aproximadamente. Por su parte, las series de corriente muestran un descenso en su valor, con tendencia a valores en el rango de los 0.18 mA hasta 0.15 mA.

Respecto al comportamiento al final del ensayo. La Gráfica 38, se observa que las series de corriente siguen disminuyendo su valor hasta alcanzar valores cercanos a 0.1 mA. Con relación al comportamiento de las series de potencial, se continua con la tendencia anódica anteriormente descrita hasta alcanzar valores de potencial cercanos a -570 mV.



Gráfica 39 Comportamiento promedio de potencial y corriente de la celda electroquímica del sistema eutéctico con temple durante los 15 días de medición. Muestra líneas de tendencia

En la Gráfica 39 se representa el promedio de los valores de ruido electroquímico para las 15 mediciones durante el tiempo de exposición al medio. En este caso queda patente la tendencia al descenso tanto de los valores de potencial como los de corriente. La disminución de la corriente se relaciona con valores de transferencia de carga bajos y, por ende, una menor velocidad de corrosión. Como se comentó con

anterioridad, la tendencia anódica de los valores de potencial se suele asociar con un aumento de los procesos de corrosión, sin embargo, ese comportamiento depende de cada sistema y una forma de conocer dicho comportamiento es analizando los diagramas de Pourbaix, Fig. 53. Analizando el diagrama de Pourbaix, Fig. 53, se aprecia que como el medio utilizado tiene un pH cercano a 7, a medida que el sistema evoluciona a potenciales más negativos, se va aproximando a la zona de inmunidad. Teniendo en cuenta el comportamiento de la serie de corriente, es lógico pensar que se esté generando una capa de óxidos protectora frente al avance de los procesos de corrosión otro lado debido a la tendencia que tiene el potencial que cada vez se torna más anódico se asocia entonces que sigue creciendo la corrosión, pero a la par de la resistencia a la corrosión.

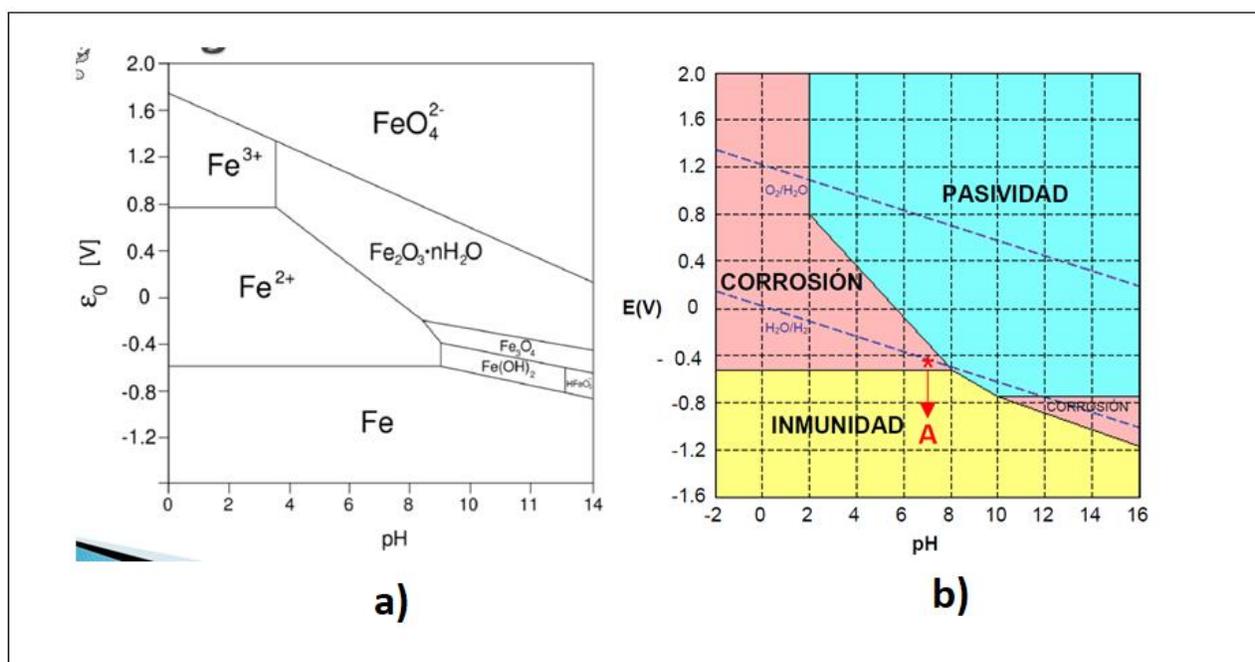
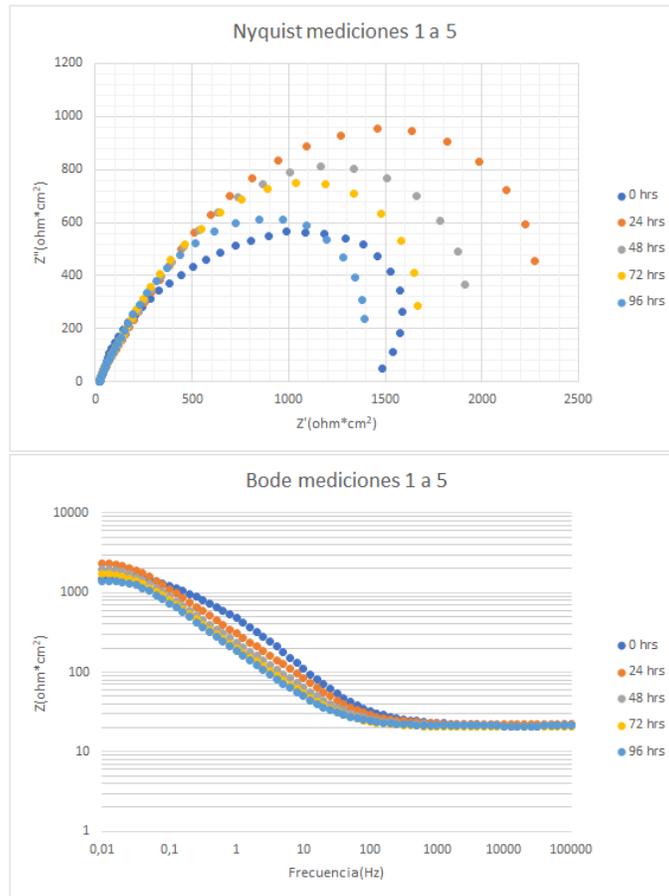
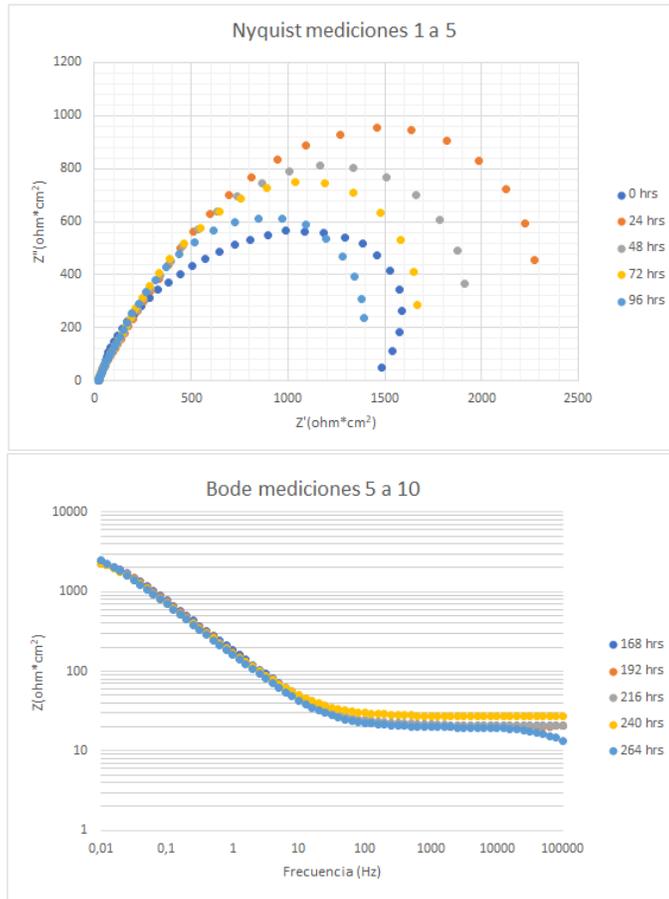


Fig. 53 Diagrama de Pourbaix para el Fe a) especies formadas en función del potencial (15) y el pH y b) zonas características de dicho diagrama: zonas de inmunidad, pasividad y corrosión del hierro. (16)

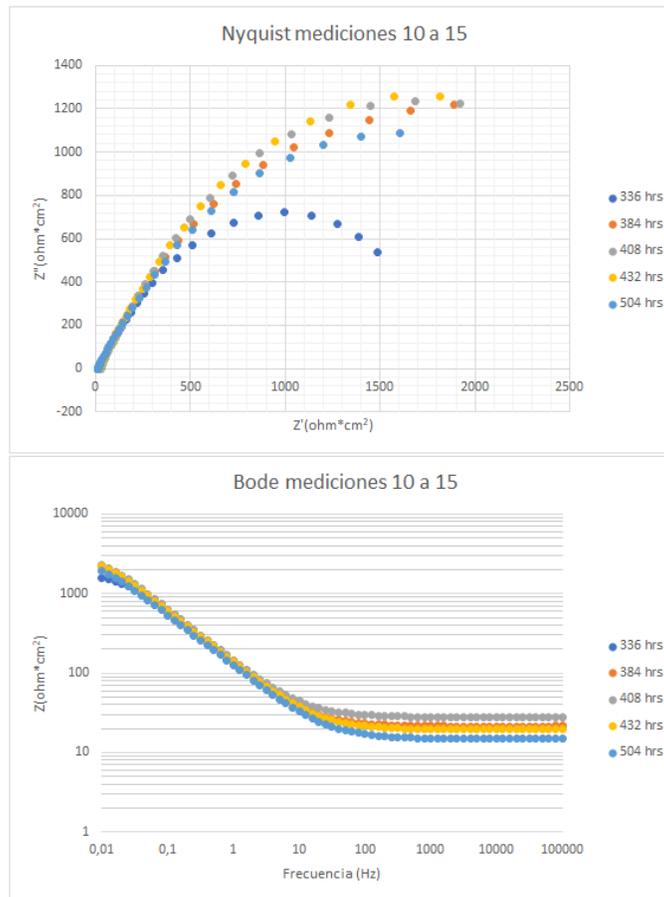
Como resultado de la evaluación del sistema eutéctico con temple mediante la técnica de Impedancia electroquímica se obtuvieron las siguientes gráficas, (gráficas 40, 41 y 42):



Gráfica 40 Gráfico de Nyquist y Bode del sistema eutéctico con temple; mediciones 1 a 5.



Gráfica 41 Gráfico de Nyquist y Bode del sistema eutéctico con temple; mediciones 5 a 10.



Gráfica 42 Gráfico de Nyquist y Bode del sistema eutéctico con temple; mediciones 10 a 15.

El diagrama de Nyquist de la Gráfica 40 muestra un único aro, pero la forma de este hace pensar que puede haber varios procesos solapados por la cercanía de los valores de sus frecuencias características. Los valores de módulo de impedancia global obtenidos son los más bajos para los tres sistemas eutécticos estudiados. De tal forma que, el valor máximo de impedancia obtenido para estos primeros días fue de 2500 ohm/cm² (24 horas). El valor de impedancia global va disminuyendo a medida que aumenta el tiempo de exposición.

En las siguientes 5 mediciones, Gráfica 41, se aprecia una estabilidad en el espectro de módulo de impedancia a bajas frecuencias; obteniéndose valores de impedancia global bastante similares entre sí (cerca de 3000 ohm/cm²). El diagrama de bode se puede apreciar que a altas frecuencias se tiene variaciones en el valor de la impedancia, por lo que hay un proceso que se está llevando a cabo a estas frecuencias.

En las últimas mediciones del ensayo, Gráfica 42, se observa una gran disminución de los valores de módulo de impedancia en la serie de 336 horas; tras lo cual, el sistema se recupera un poco y se estabiliza en valores del módulo de impedancia global cercanos a 2500 ohm/cm². En el diagrama de bode se siguen apreciando cambios en el valor de la Impedancia a alta frecuencia.

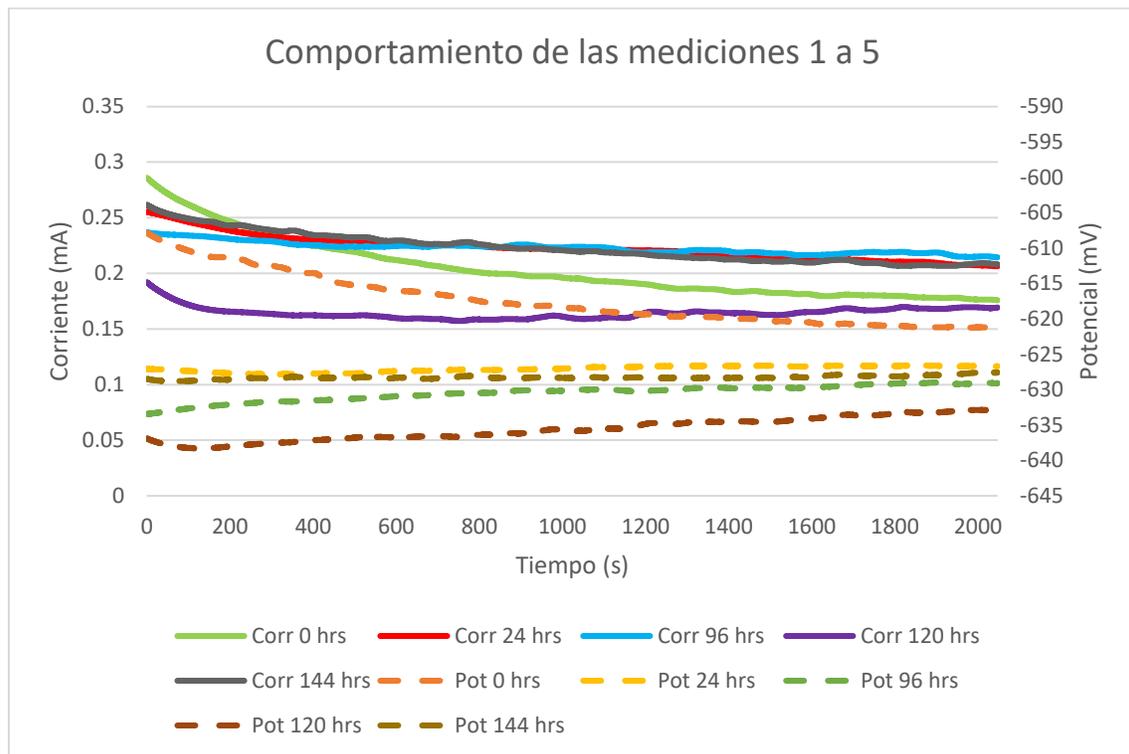
A continuación, se presentan los resultados para las funciones:

3.3.7 Fundición gris

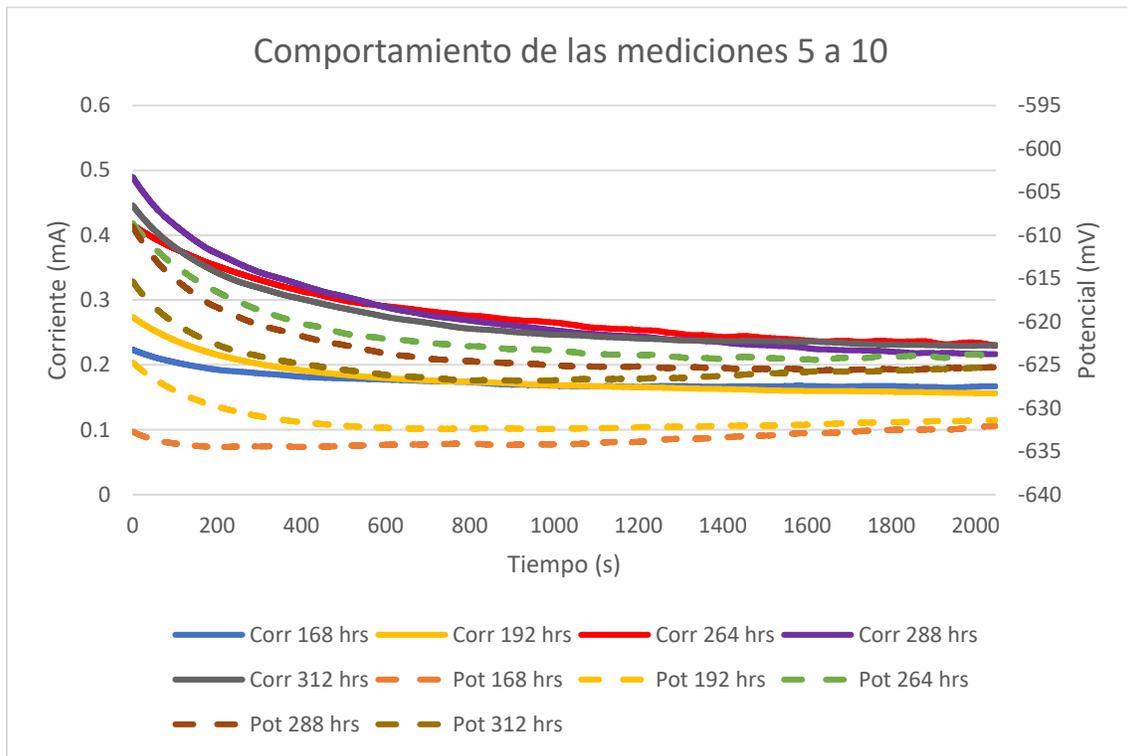
Los resultados de las dos muestras de fundición gris seleccionada se presentarán separadamente en la siguiente sección.

Muestra 1

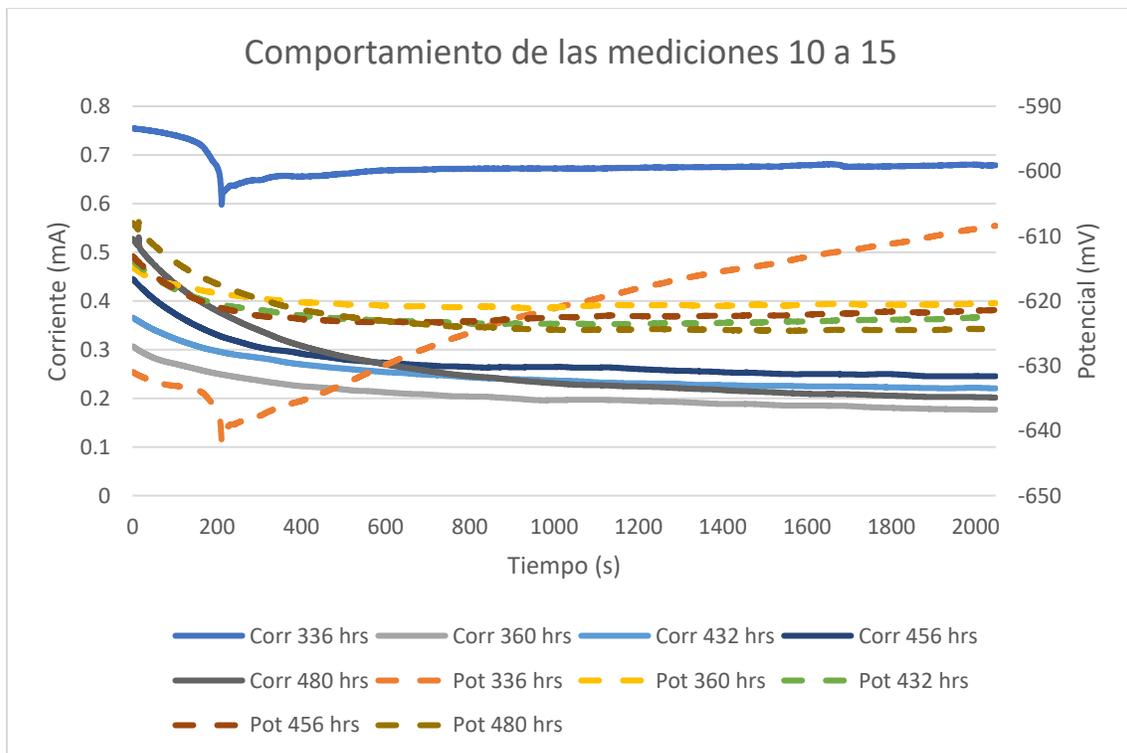
A continuación, se presentan los resultados de la muestra 1 de la fundición gris mediante la técnica de ruido electroquímico, gráfica 43, 44 y 45:



Gráfica 43 Resultado de la técnica de ruido electroquímico de la fundición gris 1; mediciones 1 a 5.



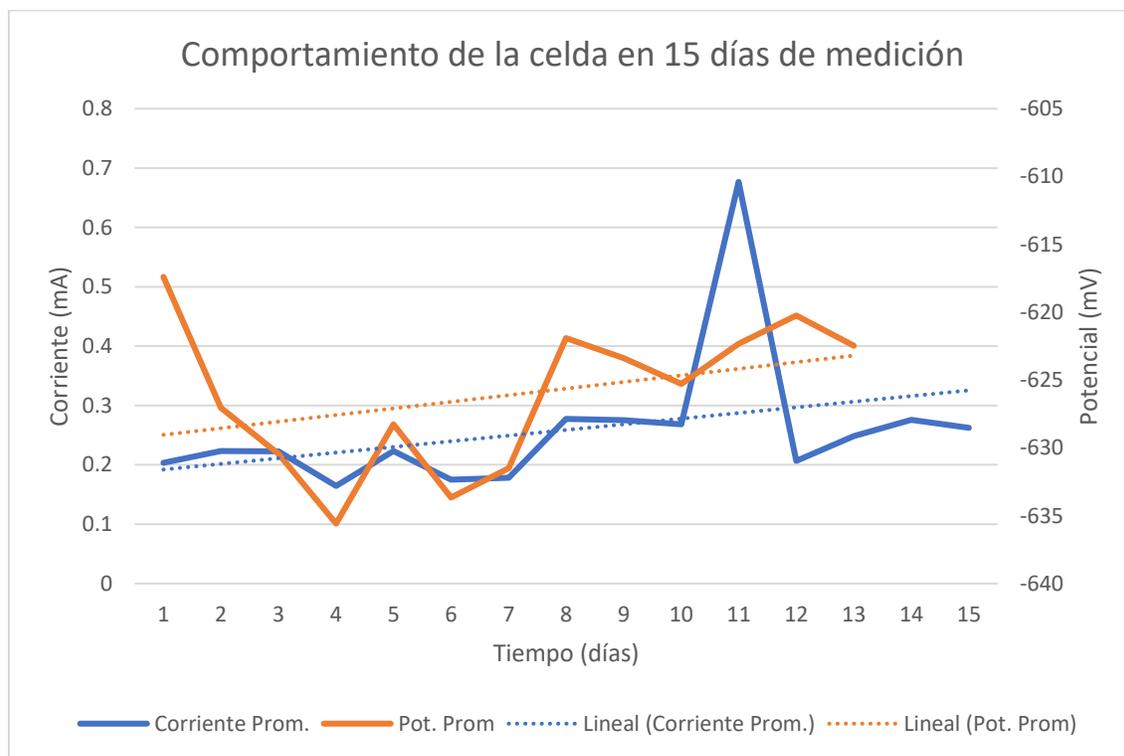
Gráfica 44 Resultado de la técnica de ruido electroquímico de la fundición gris 1; mediciones 5 a 10.



Gráfica 45 Resultado de la técnica de ruido electroquímico de la fundición gris 1; mediciones 10 a 15.

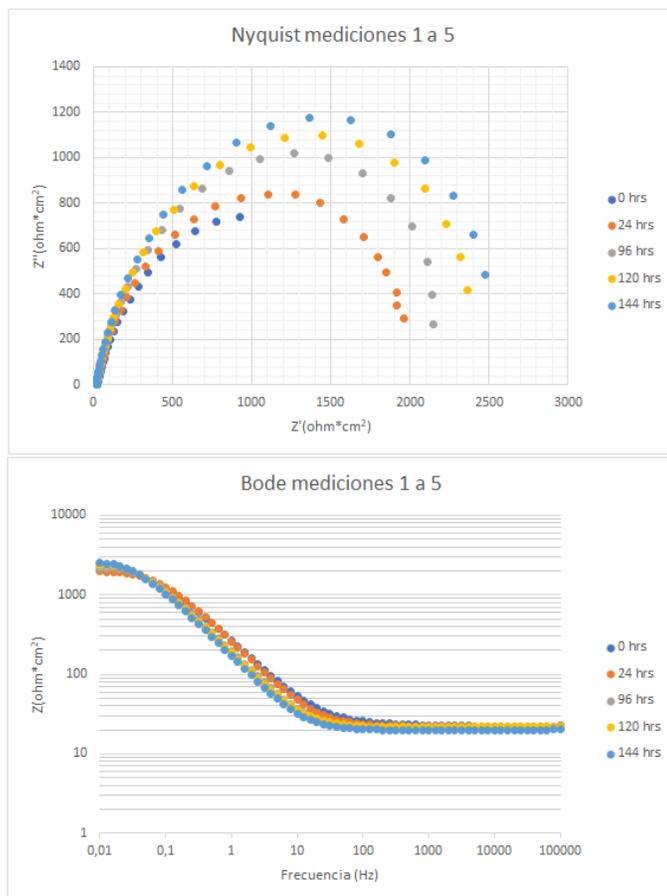
En las gráficas anteriores se muestra que el comportamiento del potencial se mantiene prácticamente constante y dentro de un rango de valores que se comprende entre los -620mV y los -630mV. En las últimas mediciones se estabiliza en valores cercanos a -620mV. Respecto del comportamiento de la serie de corriente se observa una disminución de los valores cercanos a 0.25 mA para llegar a valores inferiores a 0.2 mA al final del ensayo. A las 336 horas se aprecia un comportamiento extraño tanto para la serie de corriente como de potencial. En este tiempo la corriente se mantiene prácticamente constante llegando a un máximo cercano a los 0.7 mA; mientras que la señal de potencial aumenta hacia valores menos negativos, pasando de -640 mV a -609 mV.

En la Gráfica 46, se presenta el comportamiento promedio del sistema tras las 15 mediciones. En este caso se nota que tanto el potencial como la corriente tienen una tendencia creciente. El potencial por su parte de un valor menor a los -620 mV, que al cabo de las primeras 4 mediciones muestra un desplazamiento hacia valores más negativos, alcanzando un valor mínimo de -635 mV en la cuarta medición. Posteriormente, vuelve a desplazarse hacia valores más positivos. La corriente, por su parte, se va incrementando poco a poco hasta la medición 11, donde se aprecia un aumento súbito de su valor.

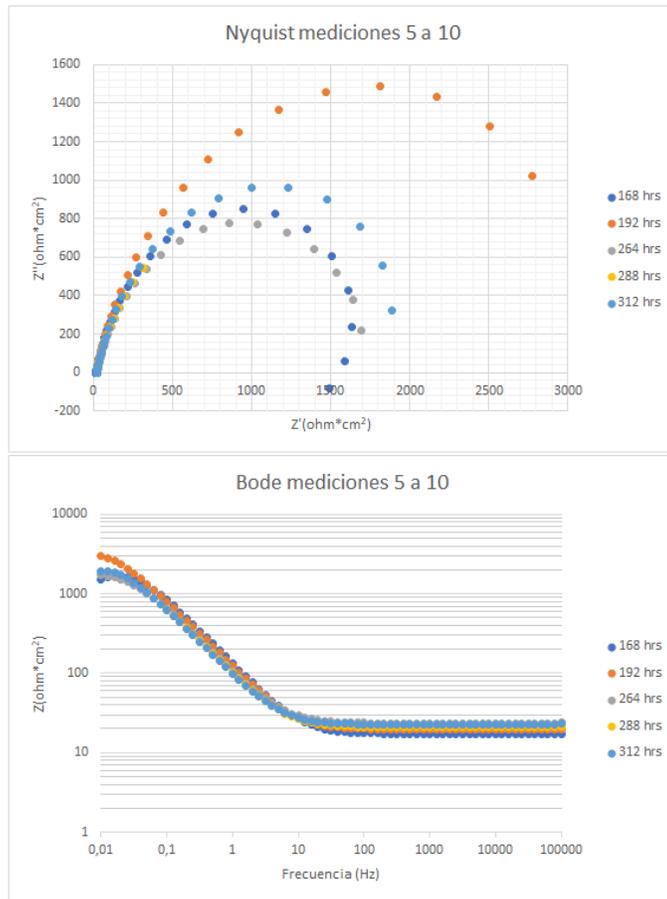


Gráfica 46 Comportamiento promedio de potencial y corriente de la celda electroquímica de la fundición gris 1 durante los 15 días de medición. Muestra líneas de tendencia.

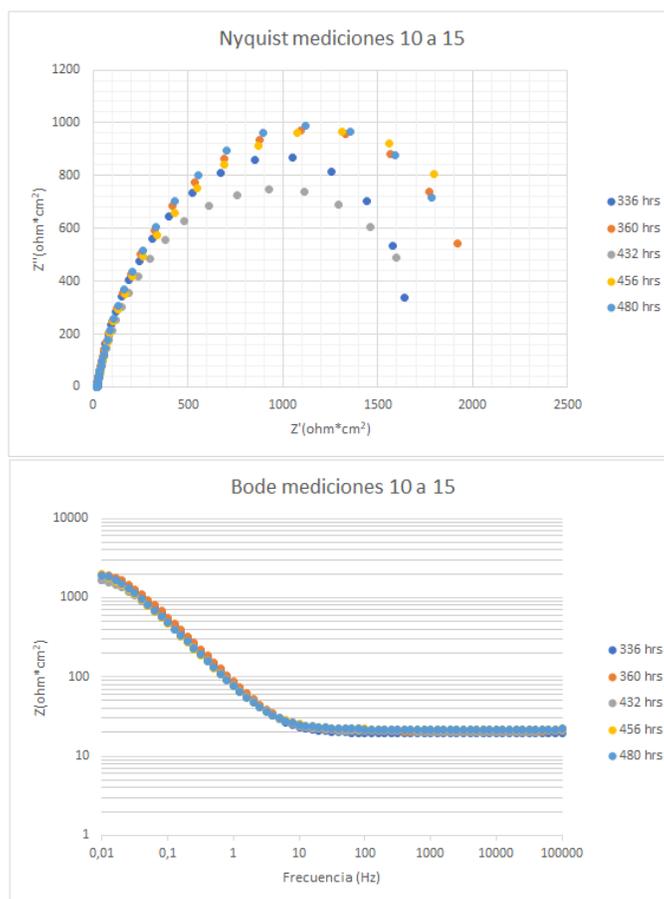
De los resultados obtenidos con la técnica de impedancia electroquímica se presentan las siguientes gráficas (gráfica 47, 48 y 49):



Gráfica 47 Gráfico de Nyquist y Bode de la fundición gris 1; mediciones 1 a 5.



Gráfica 48 Gráfico de Nyquist y Bode de la fundición gris 1; mediciones 5 a 10.

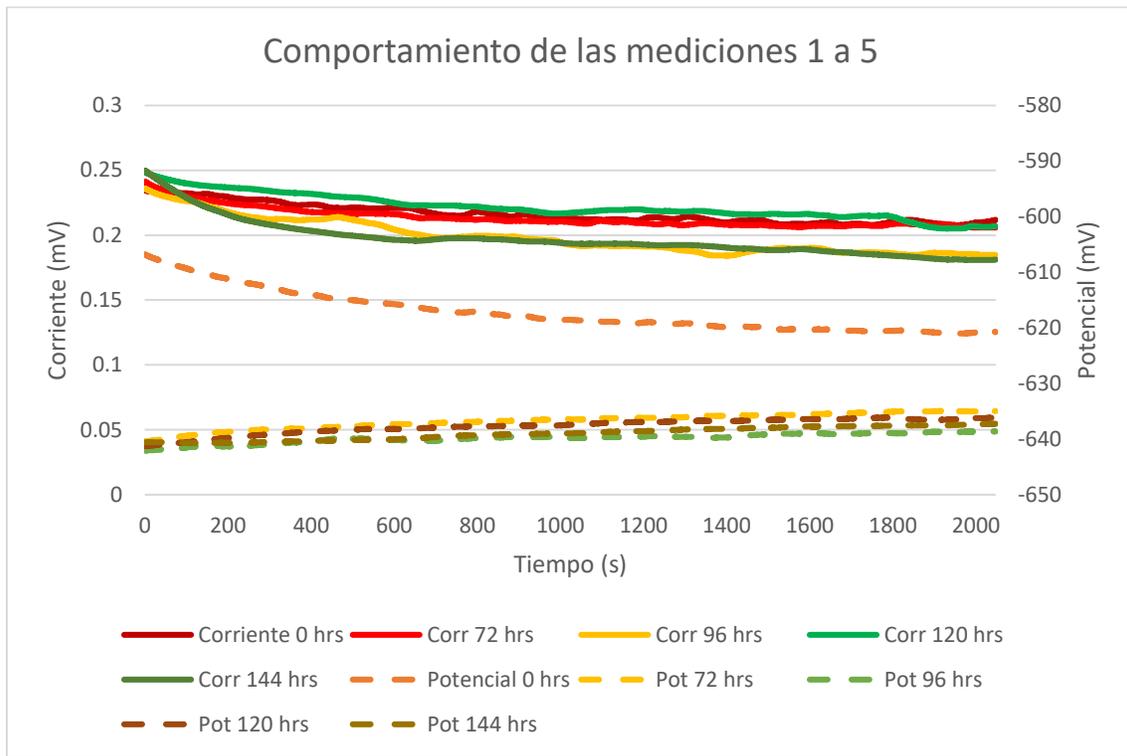


Gráfica 49 Gráfico de Nyquist y Bode de la fundición gris 1; mediciones 10 a 15.

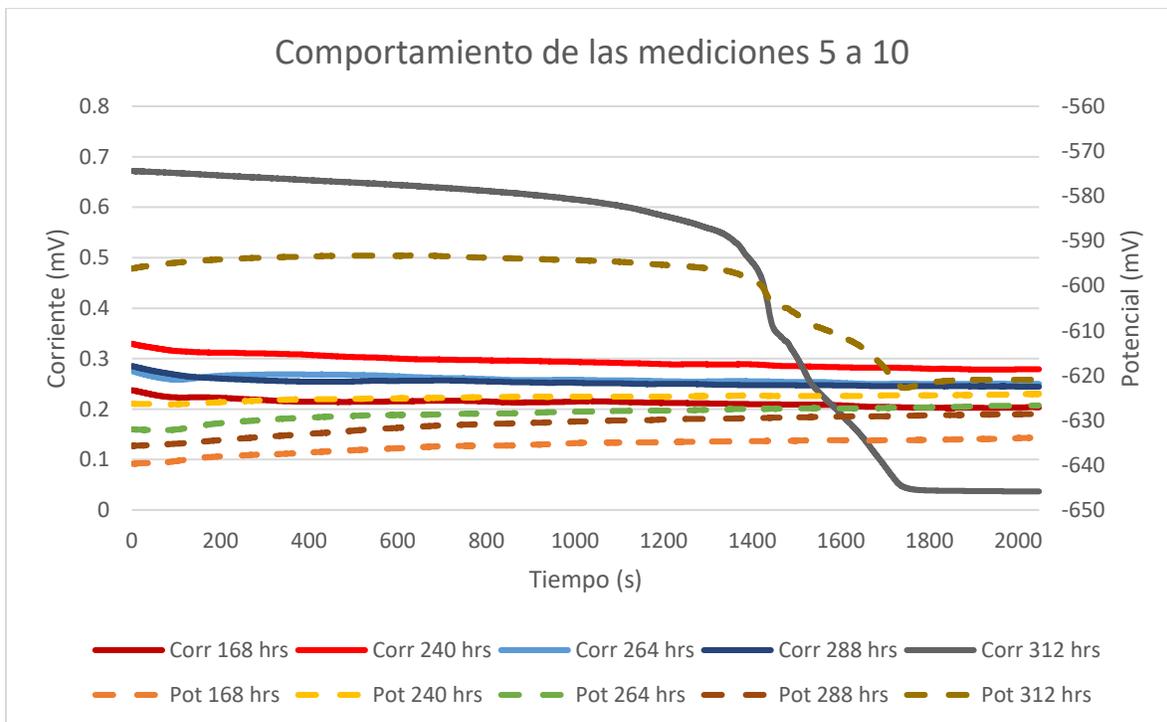
En las gráficas de Nyquist de la muestra 1 de esta fundición gris presenta un único arco, como la mayor parte de los sistemas estudiados. En el diagrama de Bode se observan dos zonas planas, una a altas frecuencias y otra a bajas, donde se lee el módulo de impedancia del electrolito (alta frecuencia) y el módulo de impedancia global a bajas frecuencias. Durante el tiempo que duró el ensayo se obtuvo el siguiente rango de módulo de impedancia global, con un valor máximo de 3000 ohm/cm² a las 192 horas y un valor mínimo de 1500 ohm/cm² a las 168 horas. Al final del experimento el valor del módulo se estabilizó en torno a los 2000 ohm/cm².

Muestra 2

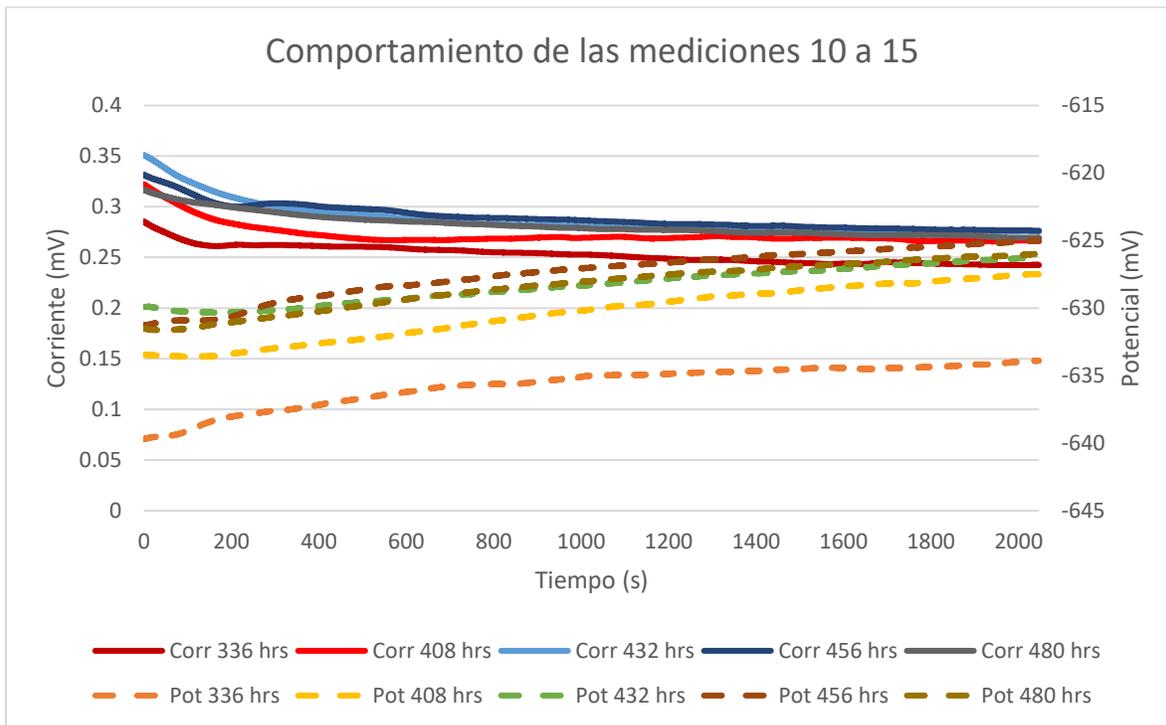
A continuación, se presentan los resultados de la muestra 2 de la fundición gris mediante la técnica de ruido electroquímico, gráficas 50, 51 y 52:



Gráfica 50 Resultado de la técnica de ruido electroquímico de la fundición gris 2; mediciones 1 a 5.



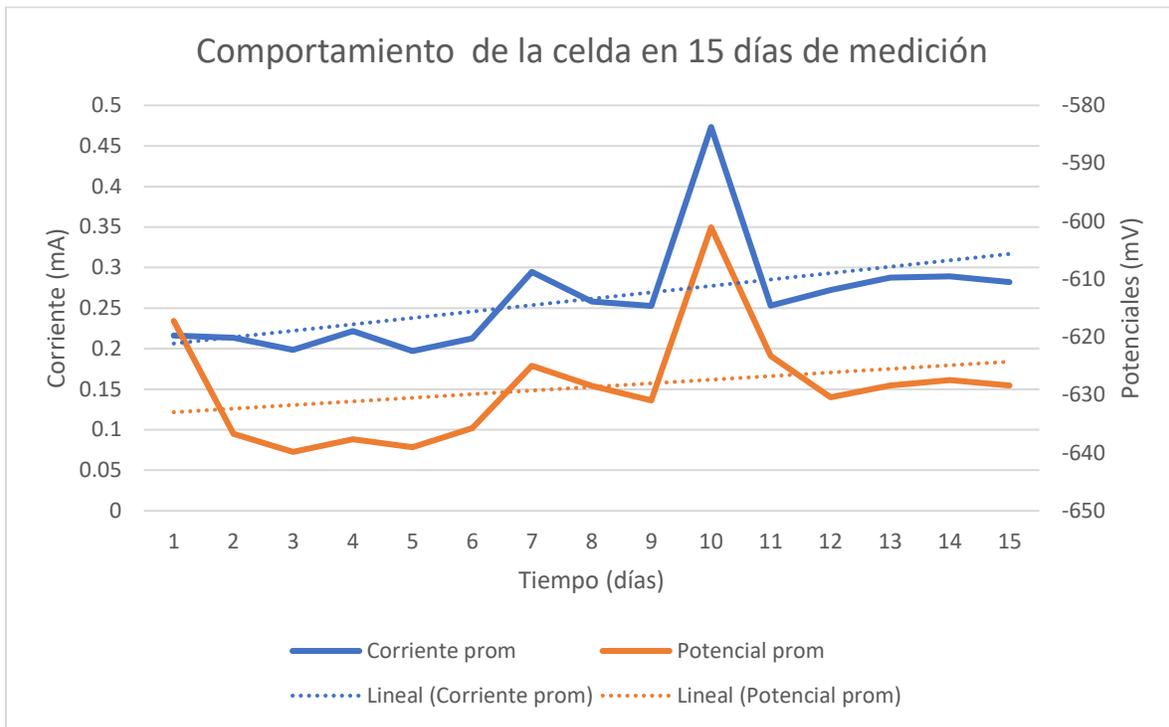
Gráfica 51 Resultado de la técnica de ruido electroquímico de la fundición gris 2; mediciones 5 a 10.



Gráfica 52 Resultado de la técnica de ruido electroquímico de la fundición gris 2; mediciones 10 a 15.

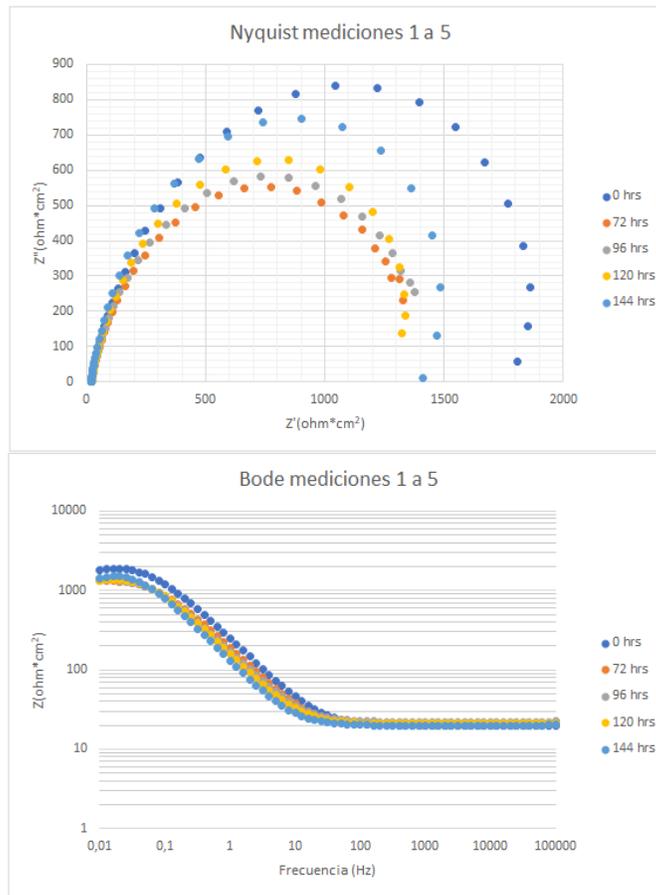
Respecto a los resultados obtenidos en la Gráfica 50 se observa que la serie de corriente toma una tendencia hacia el valor de 0.2 mA, oscilando por arriba y por debajo de ese valor. El potencial después de 24 horas muestra tendencia hacia valores positivos, variando desde -640 mV hasta -635 mV. Los días subsecuentes, el comportamiento de la corriente muestra un aumento en el valor de transferencia de la carga, tendiendo a valores mayores a 0.2 mA; mientras que el potencial mantiene la tendencia hacia valores positivos, pasando de -635 mV a los -620 mV. Al igual que en la anterior muestra de la fundición gris, se presenta una variación respecto a este comportamiento descrito. A 312 horas las series tanto de potencia como de corriente presentan un cambio abrupto de sus valores, un salto, comienzan con un valor de 0.7 mA y -560 mV respectivamente y al final del ensayo llegan a valores de 0 mA y -620 mV. Al final del ensayo la serie de corriente muestra una tendencia hacia valores cercanos a 0.3 mA. En el caso del potencial, se sigue manteniendo un comportamiento de tendencia hacia valores más positivos.

En la Gráfica 53 se presenta el promedio de los parámetros obtenidos tras las 15 mediciones con las que se realizó el ensayo de ruido. Se observa una tendencia creciente tanto para la serie de potencial como la corriente. Llama la atención el parecido de ambas series con el transcurso del tiempo. En ambas series se produce un valor máximo en la décima medición.

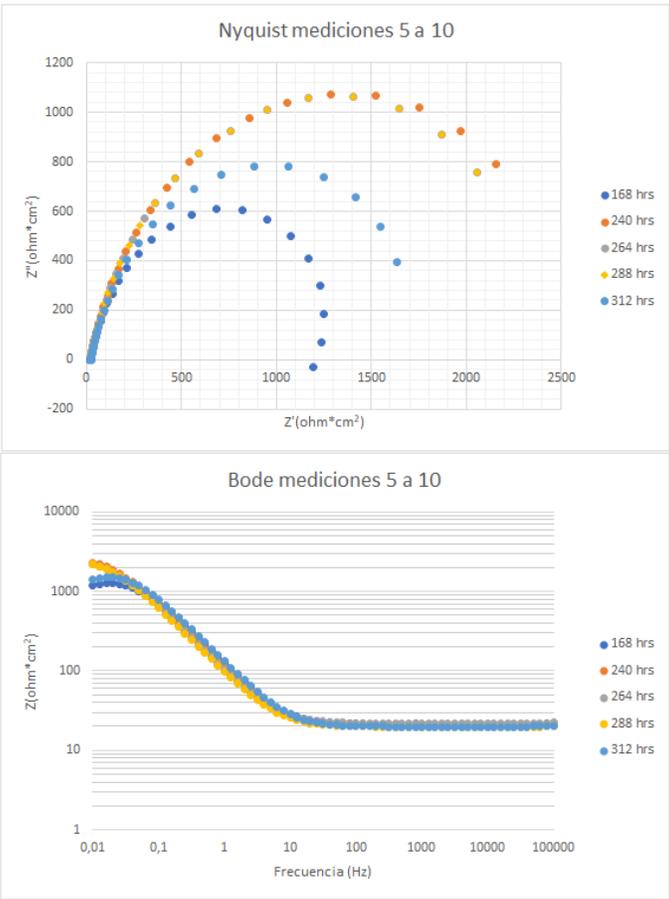


Gráfica 53 Comportamiento promedio de potencial y corriente de la celda electroquímica de la fundición gris 2 durante los 15 días de medición. Muestra líneas de tendencia.

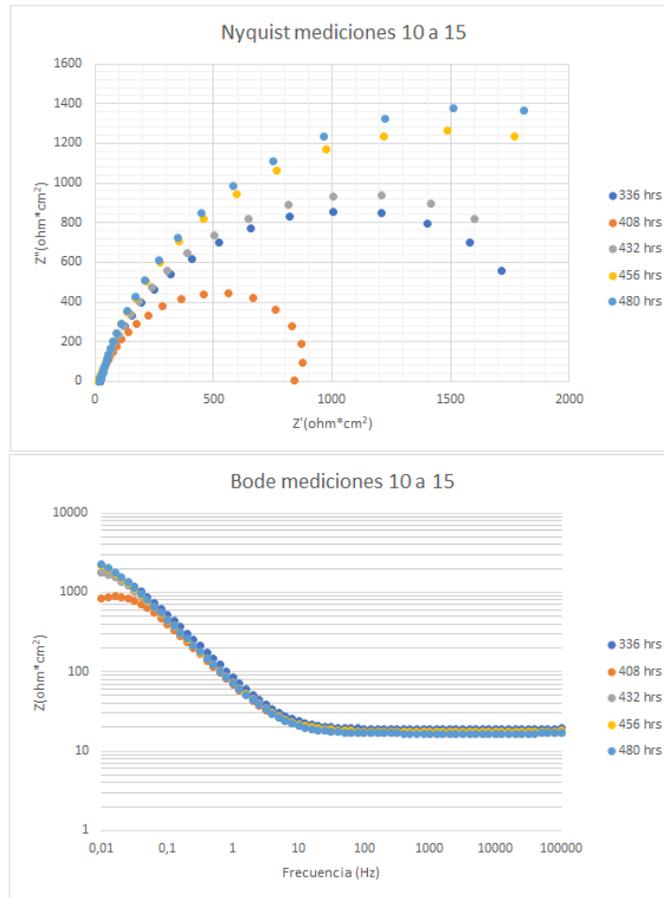
El registro de los resultados obtenidos por el análisis de Impedancia electroquímica se muestra a continuación, gráficas 54, 55 y 56:



Gráfica 54 Gráfico de Nyquist y Bode de la fundición gris 2; mediciones 1 a 5.



Gráfica 55 Gráfico de Nyquist y Bode de la fundición gris 2; días 5 a 10.

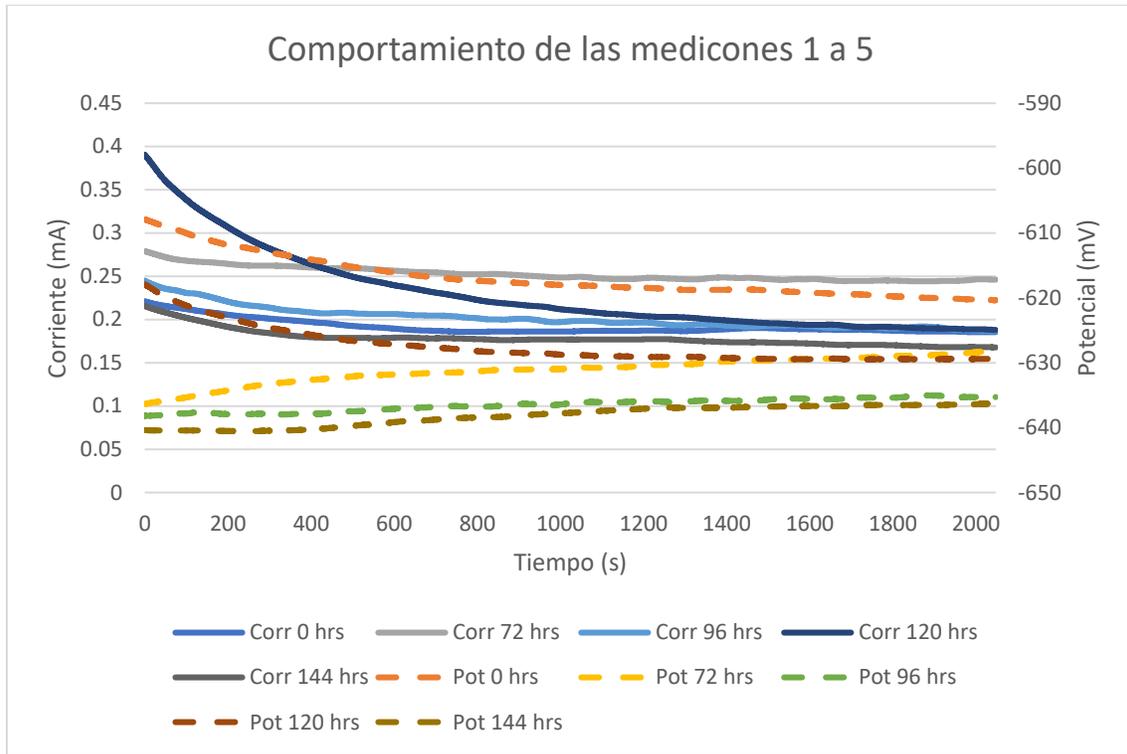


Gráfica 56 Gráfico de Nyquist y Bode de la fundición gris 2; días 10 a 15.

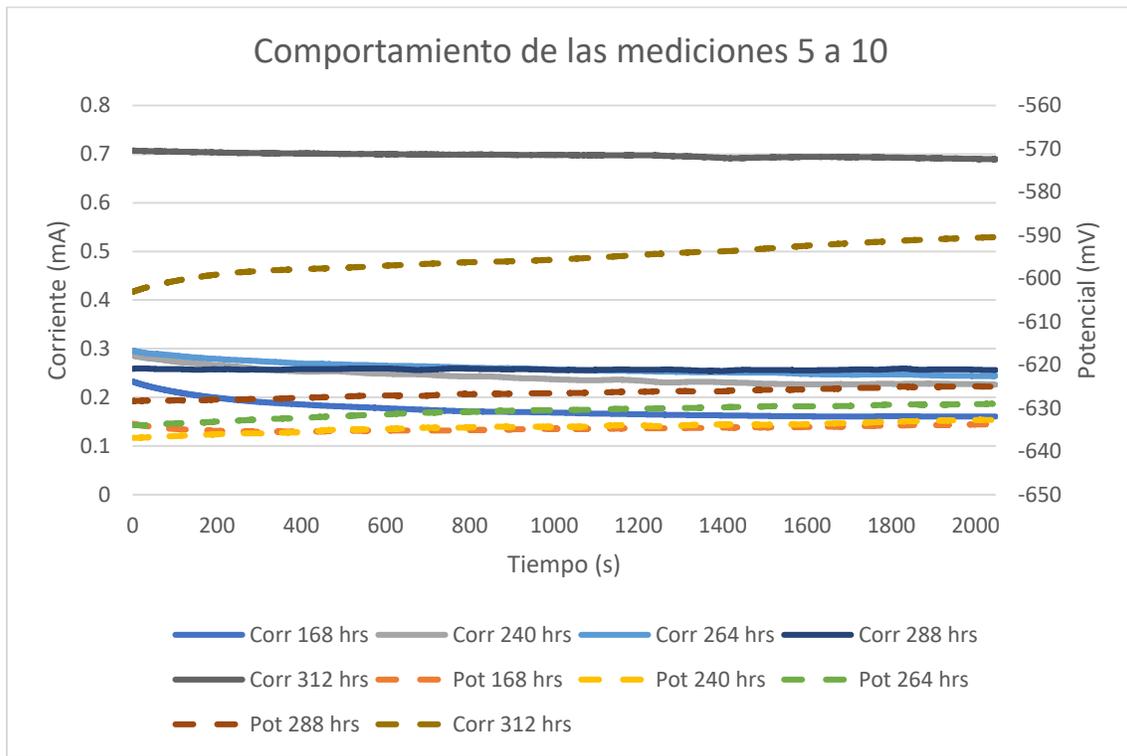
Respecto a los gráficos de Nyquist se observa que siguen estando conformados por un único arco. Durante todo el intervalo de medición se presentan variaciones en los valores de módulo de impedancia global, incrementándose y disminuyendo con mucha frecuencia. Se presenta un mínimo del módulo de impedancia, con un valor alrededor de $800 \text{ ohm}/\text{cm}^2$, a las 408 horas, y un máximo con un valor cercano a los $2000 \text{ ohm}/\text{cm}^2$, a las 250 horas. Las gráficas de bode a altas frecuencias parecen no mostrar otra impedancia distinta a la del propio electrolito.

3.3.8 Fundición vermicular

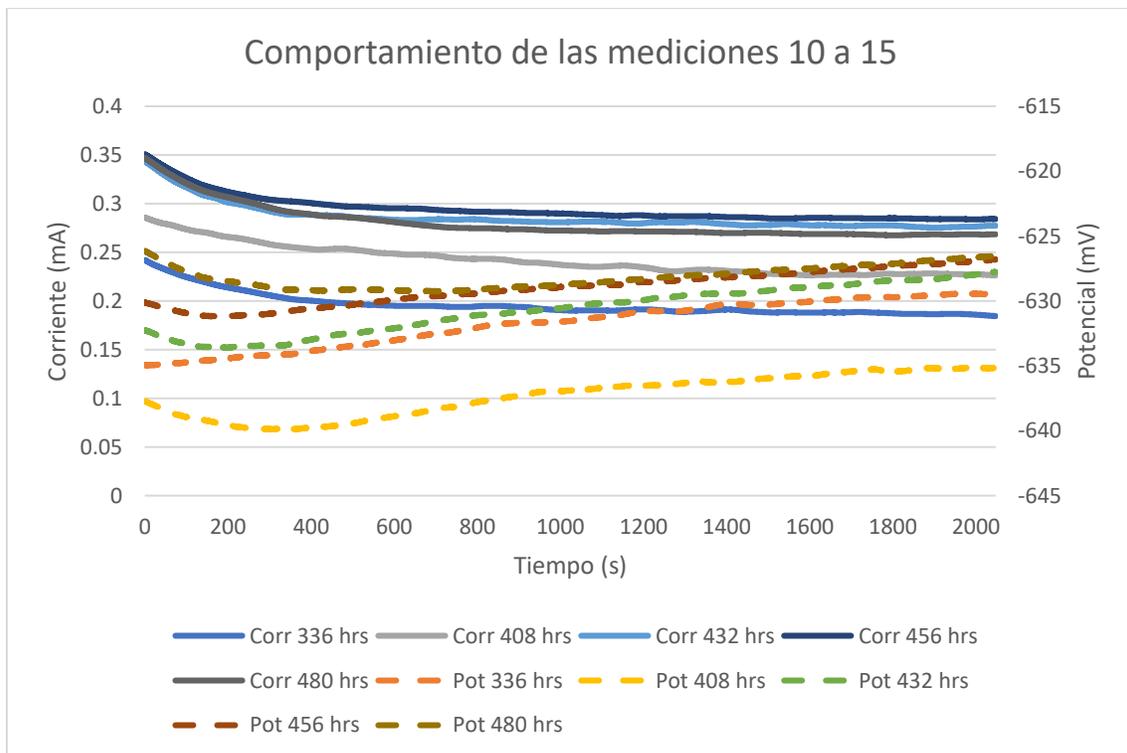
Los resultados de ruido electroquímico de la fundición vermicular son los siguientes, gráficas 57, 58 y 59:



Gráfica 57 Resultado de la técnica de ruido electroquímico de la fundición vermicular; mediciones 1 a 5.



Gráfica 58 Resultado de la técnica de ruido electroquímico de la fundicion vermicular; mediciones 5 a 10.

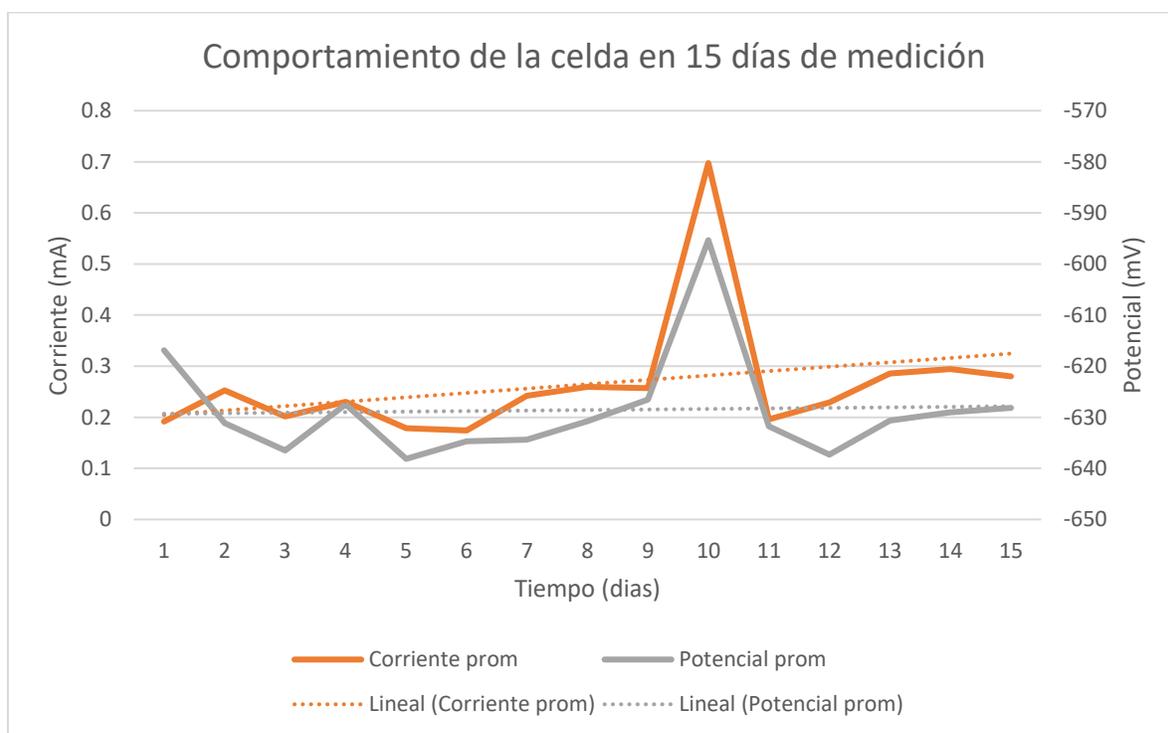


Gráfica 59 Resultado de la técnica de ruido electroquímico de la fundicion vermicular; mediciones 10 a 15.

De las Gráfica 57 correspondiente de las primeras 5 mediciones, se muestra un comportamiento del potencial bastante fluctuante y con una tendencia general hacia valores más negativos. Para la medición 0 el potencial se aproxima a valores cercanos a los -620 mV; dicho potencial seguirá disminuyendo hasta las 96 horas, donde alcanza un valor aproximado de -635 mV. Las series de corriente se mantienen casi constantes presentado una tendencia hacia valores por debajo de 0.2 mA.

La gráfica de las mediciones 5 a 10, Gráfica 58, muestra que el comportamiento del potencial se mantiene prácticamente constante entre las 168 y 288 horas, tendiendo hacia los valores de -625 y -635 mV. Posteriormente, hay un brusco incremento de potencial hacia valores más positivos, catódicos, alcanzando aproximadamente el valor de -590 mV, a las 312 horas. Respecto a las series de corriente, se muestra un aumento en la transferencia de carga entre 240 y 288 horas de medición. Posteriormente, a las 312 horas la corriente se incrementa muchísimo, hasta 0.7 mA, y se mantiene prácticamente constante durante todo el ensayo.

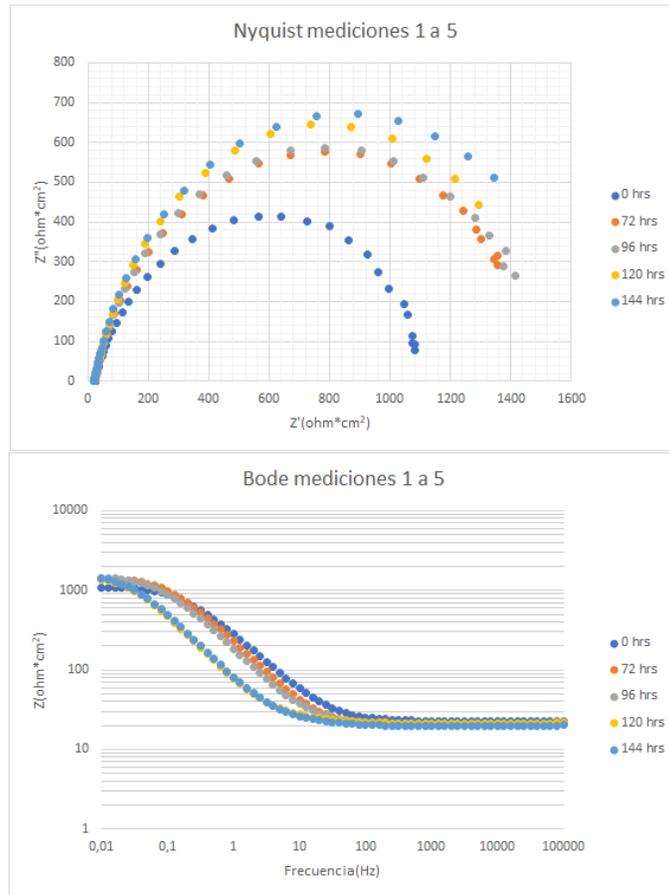
La Gráfica 59, muestra las últimas mediciones; en donde se aprecia que el comportamiento de la serie de potencial va oscilando entre valores de -625 y -635 mV. Mientras que las últimas series de corriente tienden a ajustarse a valores inferiores a 0.3 mA.



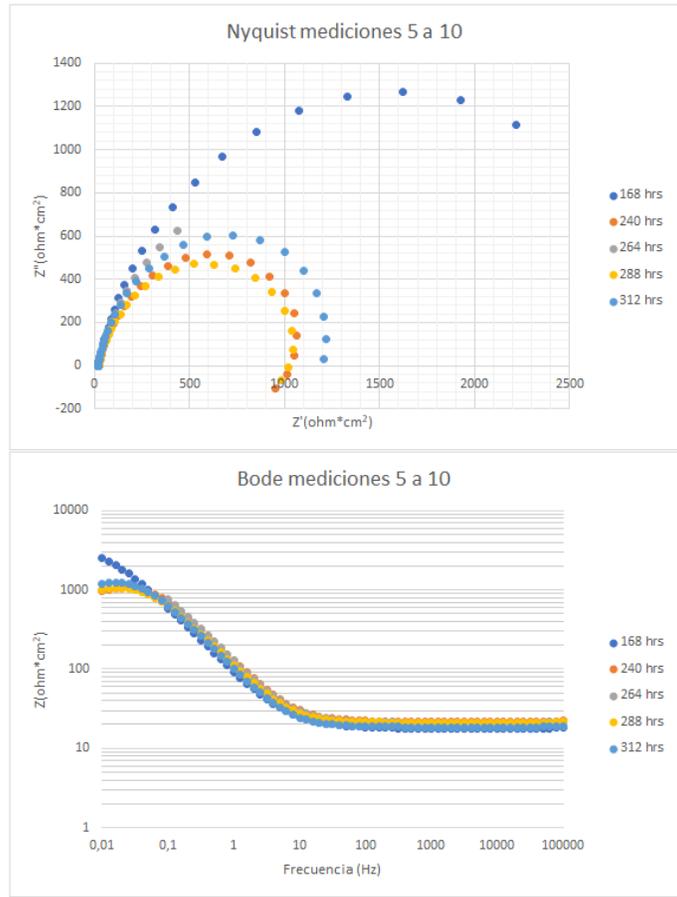
Gráfica 60 Comportamiento promedio de potencial y corriente de la celda electroquímica de la fundición vermicular durante los 15 días de medición. Muestra líneas de tendencia.

La Gráfica 60 muestra el comportamiento promedio de la celda de la función vermicular tras las 15 mediciones. Se observa que el potencial tiene una tendencia prácticamente constante, salvo para la medida número 10 que corresponde con una variación particular. Por parte de la corriente se nota una tendencia promedio creciente, que se relaciona con la presencia de procesos de corrosión activos.

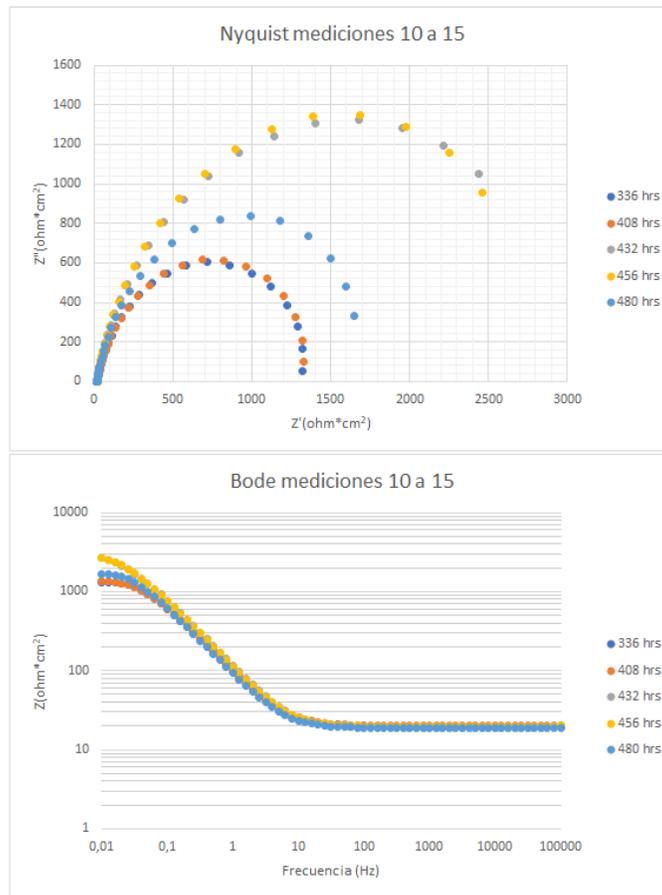
Mediante la técnica de impedancia electroquímica se obtuvieron las siguientes gráficas (gráfica 61, 62 y 63):



Gráfica 61 Gráfico de Nyquist y Bode de la fundición vermicular; mediciones 1 a 5.



Gráfica 62 Gráfico de Nyquist y Bode de la fundición vermicular; mediciones 5 a 10.

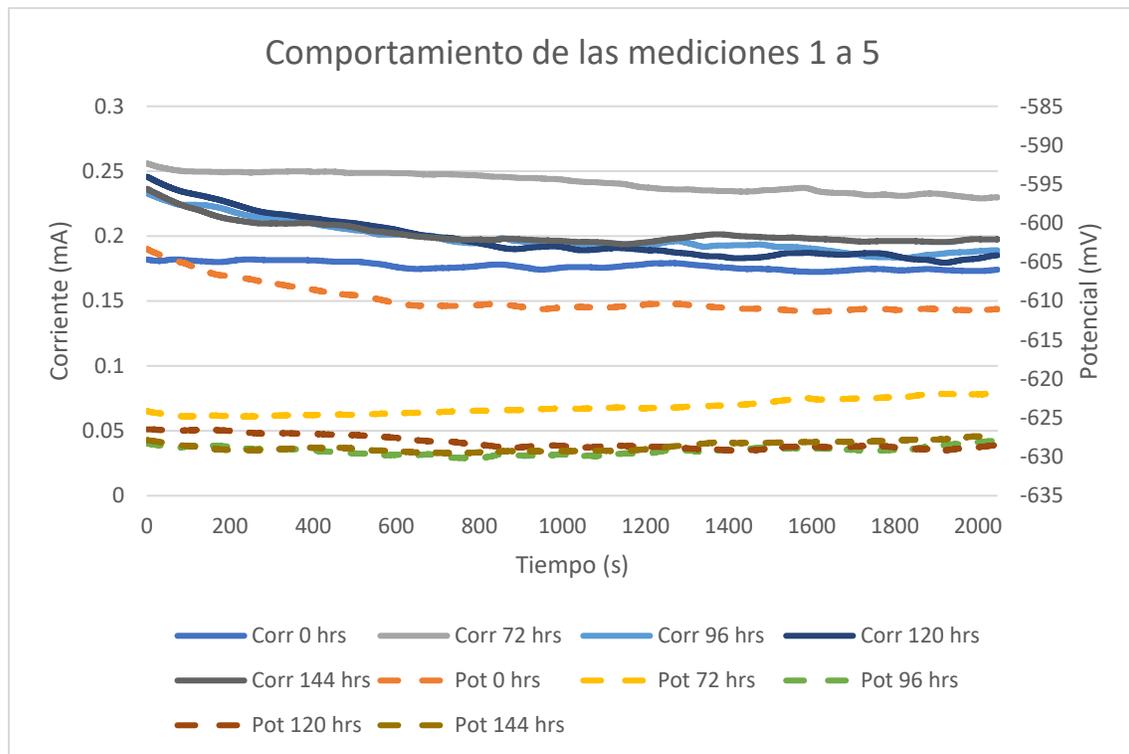


Gráfica 63 Gráfico de Nyquist y Bode de la fundición vermicular; mediciones 10 a 15.

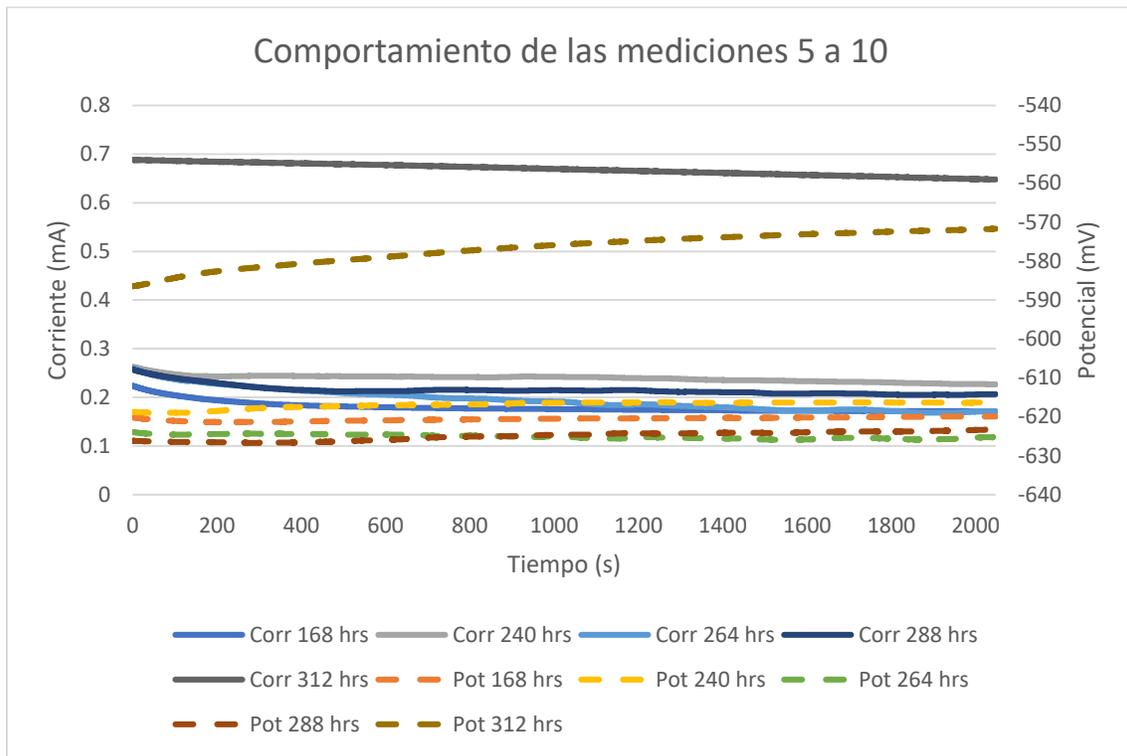
El gráfico de Nyquist muestra curvas que están conformadas por un solo arco. En general es un sistema que presenta valores de módulo de impedancia bajos en torno a los 1000 ohm/cm^2 ; Sin embargo, en las últimas mediciones (432 y 456 horas) se alcanzan valores cercanos a los 3000 ohm/cm^2 . En el gráfico de Bode se puede observar que a alta frecuencia solo se encuentra la respuesta del electrolito.

3.3.9 Fundición nodular

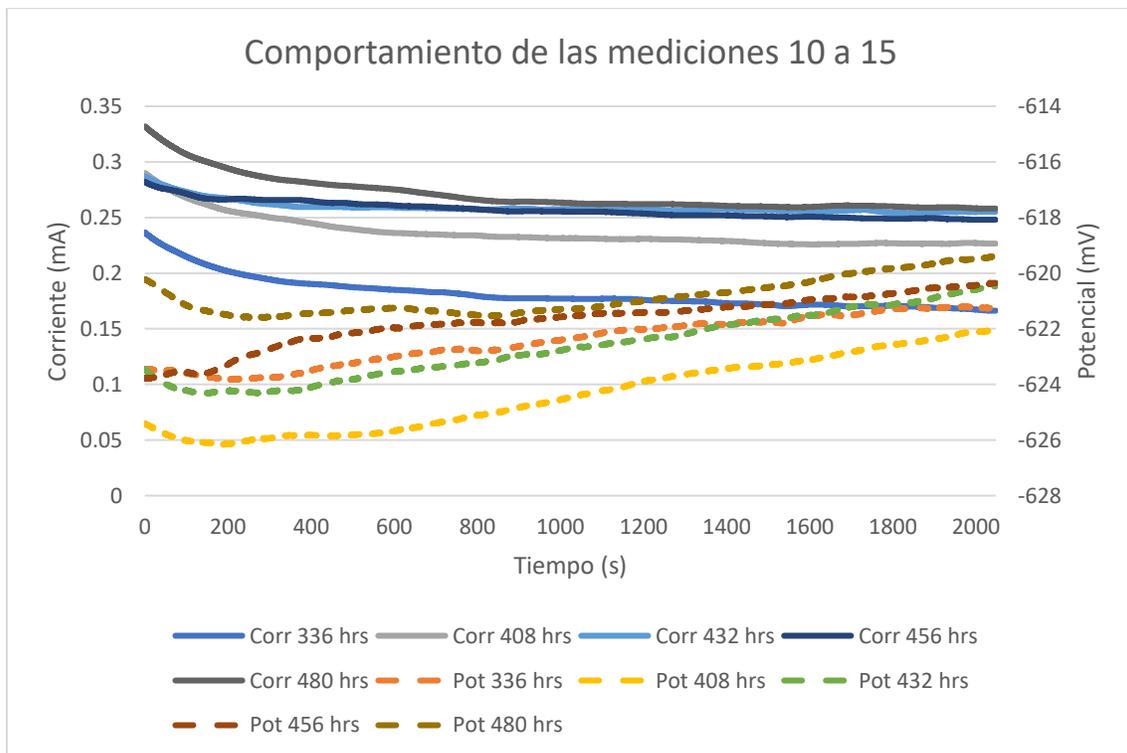
Los resultados registrados por la técnica de Ruido electroquímico para la fundición nodular se presentan en las gráficas siguientes, gráfica 64, 65 y 66:



Gráfica 64 Resultado de la técnica de ruido electroquímico de la fundición nodular; mediciones 1 a 5.



Gráfica 65 Resultado de la técnica de ruido electroquímico de la fundición nodular; mediciones 5 a 15.



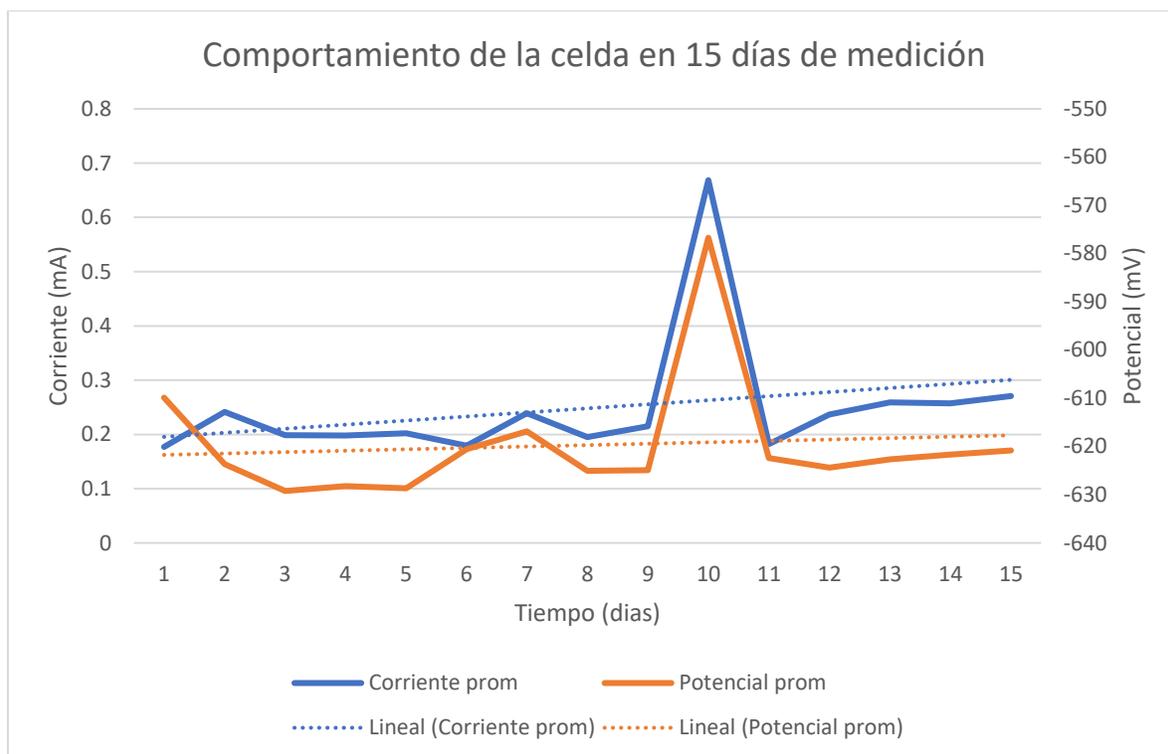
Gráfica 66 Resultado de la técnica de ruido electroquímico de la fundición nodular; mediciones 10 a 15.

Para las 5 primeras mediciones de la fundición nodular, Gráfica 64, se obtienen gráficos de corriente y potencial con pocas variaciones de magnitud en cada serie. A partir de las 96 horas las series de potencial muestran una tendencia hacia valores entre -625 mV y -630 mV. En el caso de la corriente, salvo para la serie de 72 horas, su tendencia es aproximarse a valores cercanos a 0.2 mA.

En la Gráfica 65 se observa el mismo comportamiento; series con valores constantes que van variando de magnitud en función del día. En el caso particular a 312 horas, se produce un aumento significativo de los valores de corriente (0.7 mA) y la señal de potencial se desplaza hacia valores positivos (-570 mV), tal como se presentó con la fundición vermicular.

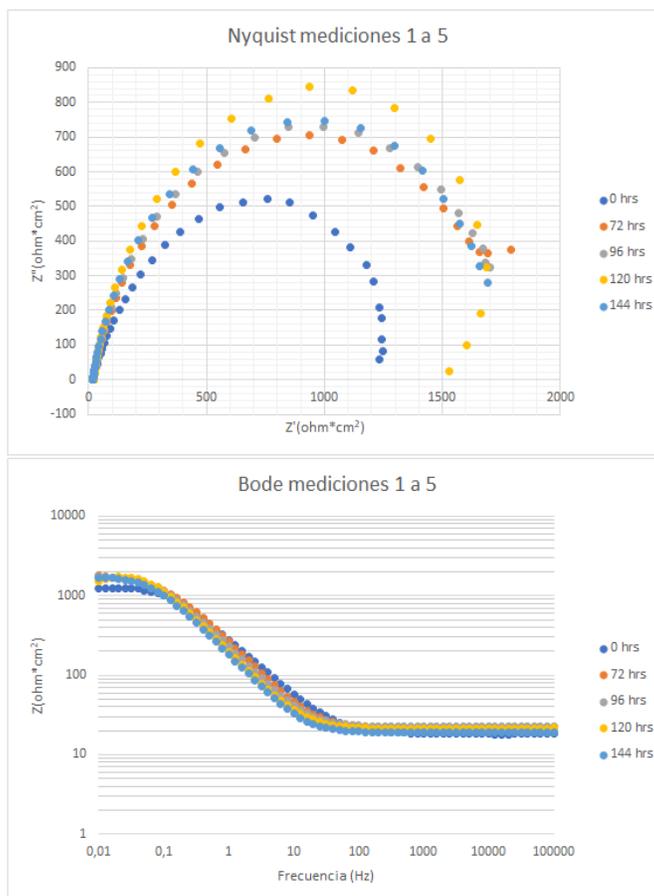
Especto a los resultados de la Gráfica 66, se observa que las series de corriente muestran una tendencia hacia valores cercanos a 0.25 mA; mientras que el potencial muestra una tendencia a valores en el intervalo que va desde los -626 mV a -619 mV.

La Gráfica 67 muestra el comportamiento promedio del sistema durante las 15 mediciones, tomando en cuenta las líneas de tendencia. Se observa que la corriente promedio que sigue mostrando un ligero crecimiento, al igual que el potencial. Destaca la variación que se produce en la décima medida, donde tanto la corriente como potencial se elevan mucho en comparación con el resto de los valores. Esto no deja de ser un hecho puntual, pero lo llamativo es que este salto se repite para todas las fundiciones en valores de tiempo de inmersión muy parecidos.

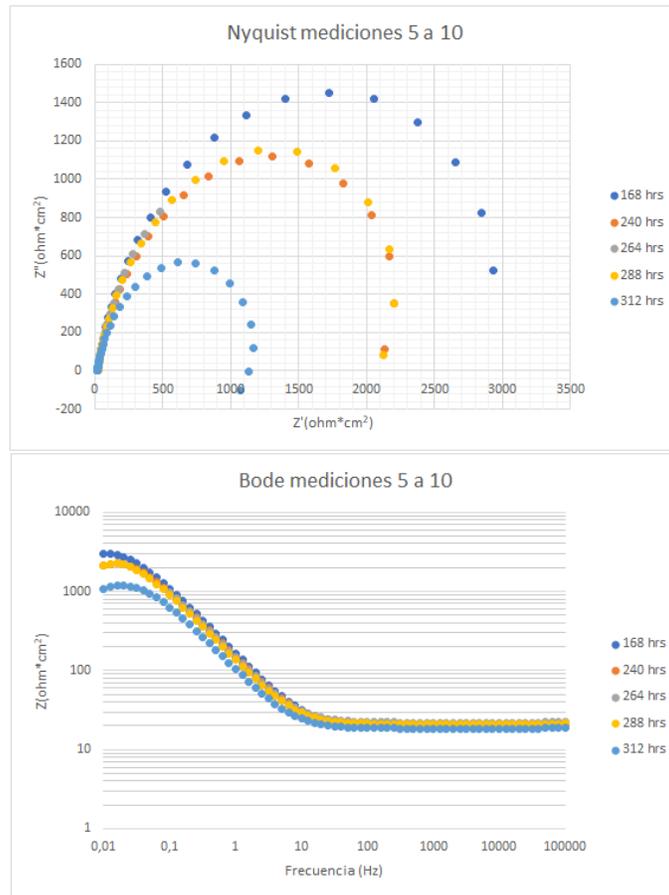


Gráfica 67 Comportamiento promedio de potencial y corriente de la celda electroquímica de la fundición nodular durante los 15 días de medición. Muestra líneas de tendencia

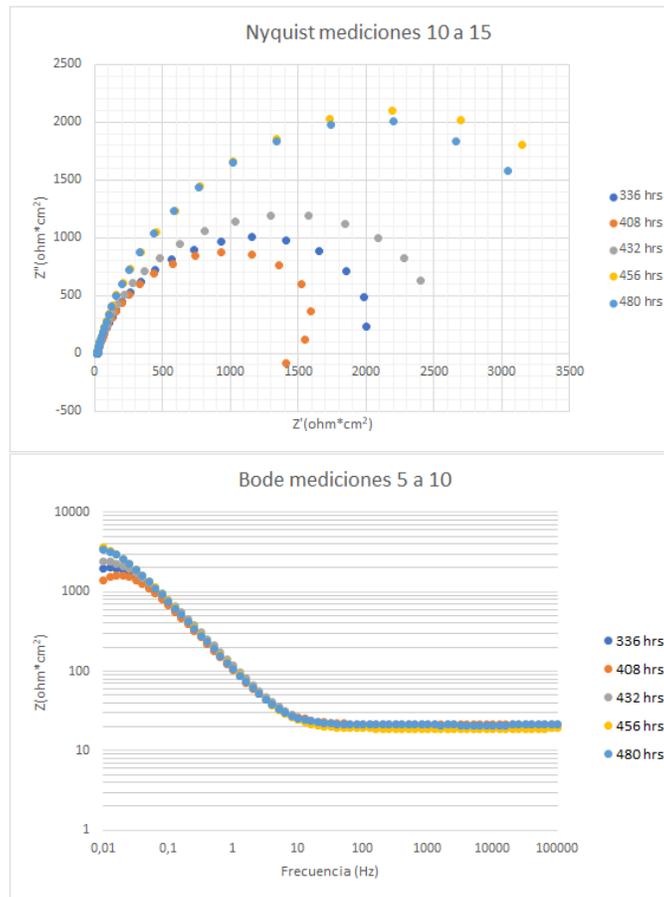
Los resultados obtenidos por parte de la técnica de Impedancia electroquímica para este sistema se presentan en las siguientes gráficas, gráfica 68, 69 y 70:



Gráfica 68 Gráfico de Nyquist y Bode de la fundición nodular; días 1 a 5.



Gráfica 69 Gráfico de Nyquist y Bode de la fundición nodular; días 5 a 10.



Gráfica 70 Gráfico de Nyquist y Bode de la fundición nodular; días 10 a 15.

Respecto a los resultados obtenidos de los diagramas de Nyquist, se sigue apreciando el mismo diagrama con un solo arco. Los diagramas de bode muestran que la señal durante todo el tiempo el ensayo es muy similar a altas frecuencias, entre 10 y 10⁵ Hz. Inicialmente los valores del módulo de impedancia estaban en torno a los 1000 ohm/cm²; sin embargo, con el aumento del tiempo de exposición, los valores del módulo de impedancia llegar a alcanzar valores cercanos a los 3000 ohm/cm². Al igual que ocurre en la fundición vermicular.

CAPITULO 4: Conclusiones

De los análisis de resultados se obtuvieron las conclusiones que se irán presentado en función de la técnica experimental utilizada.

4.1 Microestructura y tamaño de grano:

La microestructura del acero eutectoide está compuesta completamente por colonias de perlita gruesa, mezclada con fina; los cuales se definen por medio del cambio de orientación de las huellas perlíticas ya que la frontera de grano no se observa tan claramente. El tamaño de grano obtenido promedio fue de 11.8.

Al realizar el tratamiento térmico de recocido en el acero eutectoide, se obtuvo un efecto de engrosamiento de la perlita, perlita gruesa. Como la composición química del acero eutectoide tiene una eficiencia del 100% respecto a la reacción eutectoide (punto invariante); es decir, no habrá presencia de otras fases proeutectoides y la microestructura seguirá formada por colonias de perlita. Respecto al tamaño de grano debido a la dificultad para detectar los bordes de grano no se pudo determinar su valor mediante el método de intercepción.

Como se tiene un intervalo de tiempo muy pequeño para realizar el temple del acero eutectoide con temple y obtener una microestructura 100% martensítica. Es muy probable que tras el tratamiento térmico de temple de este sistema solo se haya conseguido una microestructura conformada por martensita con bainita superior. La martensita consolidada muestra agujas gruesas sin una orientación preferencial, mientras que la bainita no es posible observarla mediante microscopio óptico, por lo que se recomendaría utilizar otra técnica de caracterización como SEM. El valor de tamaño de grano obtenido fue de 13.

Las aleaciones eutécticas de hierro carbono mostraron una red de cementita con granos Interdendríticos de perlita características de la ledeburita, el tamaño de grano obtenido de fue 8.4.

La misma aleación eutéctica con tratamiento térmico de recocido, logró engrosar la perlita de las áreas Interdendríticas, sin embargo, el tamaño de grano no tuvo un cambio significativo obteniéndose un valor de 8.

En el caso de la aleación eutéctica con temple los cambios nuevamente se realizaron en las zonas Interdendríticas en las cuales visualmente no se observó la microestructura martensítica. El tamaño de grano obtenido fue de 10.72.

La muestra 1 de la fundición gris se considera una fundición enfriada rápidamente ya que contiene ledeburita en algunas zonas, así como perlita y hojuelas de grafito Interdendríticas preferenciales. La clasificación de las hojuelas es clase 7 de acuerdo con la norma ASTM A247 – 19 con un valor de 10 a < 20 micrómetros.

La muestra 2 de la fundición gris, mostró una microestructura compuesta por grafito alargado, típica de las fundiciones grises y que les da su característica coloración. Estas hojuelas se presentaron sobre una matriz perlítica. El tamaño de las hojuelas se clasificó como clase 1, las más grandes, con dimensiones de $1 > = 640$ micrómetros.

La fundición vermicular se caracteriza por una microestructura compuesta por grafito vermicular y nodular, así como ferrita alrededor de estas formaciones sobre una matriz perlítica. La composición química concuerda con las características de este tipo de fundiciones por lo que se concluye que si es una fundición vermicular. El tamaño de hojuela para este hierro es clase 4, con longitudes de 80 a < 160 micrómetros.

La caracterización microestructural de la fundición nodular presentó una matriz perlítica con grafito nodular acorde a la composición química. El tamaño de grafito nodular se aproximó al valor más grande de acuerdo con la norma debido a que la imagen a x100 presentaba un valor que excedía la escala con lo cual se consideró una clase 4 con tamaño de 80 < 160 micrómetros.

4.2 Micro durezas:

El valor de microdureza de la fase perlita en el acero eutectoide es de 27 HRC y es una combinación de perlita gruesa con perlita fina.

El acero eutectoide con recocido obtuvo una dureza promedio de 25 HRC.

El acero eutectoide y eutéctico con temple obtuvieron valores de micro dureza para esta fase por arriba de los 1000 HVO superando el equivalente a Rockwell C.

En los aceros eutécticos la red de cementita presente no va a verse modificada durante los tratamientos térmicos tradicionales, reportando un valor promedio 59 HRC.

El promedio de micro dureza para las fundiciones quedó definido completamente por el valor de la matriz, dado que no fue posible determinar el valor de la microdureza para las hojuelas de grafito.

La matriz de las fundiciones analizadas resultó ser perlítica y/o ferrítica con valores promedio entre 33 – 39 HRC.

En el caso particular de la muestra 1 de la fundición gris, la presencia de ledeburita incrementa la dureza general del sistema.

Las fundiciones se pueden considerar de alta aleación debido a la variedad y contenido de los elementos que los componen y cada uno de ellos tiene gran influencia en las propiedades.

4.3 Gravimetría:

La técnica de gravimetría es la técnica más directa para evaluar el efecto de corrosión y la velocidad de corrosión.

La forma de corrosión que se presentó en los sistemas a estudio fue corrosión uniforme. Ya que la totalidad de la pieza aparece corroída de una manera homogénea.

El acero eutéctico normalizado presenta una velocidad de corrosión de 0.1 mm/año y hasta ahora es la que presenta menor corrosión, considerándose que presenta una buena resistencia relativa a la corrosión, Tabla 17.

La fundición vermicular fue el sistema que presentó mayor corrosión, con una velocidad de corrosión de casi 0.6 mm/año, considerándose con una resistencia relativa regular.

4.5 Técnicas electroquímicas:

Las técnicas electroquímicas ayudaron a estudiar el comportamiento de los materiales de estudio para caracterizar su comportamiento frente a la corrosión, por lo que las mediciones realizadas mostraron el comportamiento de los sistemas ante procesos de corrosión, oxidación.

En la mayoría de los casos se puede concluir que los materiales ferrosos presentan oxidación continua, más o menos protectores, según el sistema.

El caso particular del acero eutéctico con temple muestra una tendencia negativa en el promedio de corriente indicando una disminución de la velocidad de corrosión, pero un incremento en el potencial.

En la mayoría de las mediciones los rangos de resistencia a la corrosión en los gráficos de Nyquist se mantenían entre los 1000 y 2500 ohm/cm². Destacó el comportamiento del sistema eutéctico normalizado dado que fue el sistema que mostró un mayor valor de módulo de impedancia; por lo que en este caso la capa de óxidos generada obtuvo valores muy resistivos que frenan el avance de los procesos de corrosión. Este hecho está en concordancia con los resultados obtenidos tras el ensayo de gravimetría.

Los tratamientos térmicos realizados, tanto el recocido como el temple, parecen disminuir la resistencia de los respectivos sistemas (eutéctico y eutectoide) al avance los procesos de corrosión.

Bibliografía

1. **Cain, Tubal.** *Hardenin, Tempering and heat treatment.* Great Britain : Argus Books, 1984.
2. **Groover, Mikell P.** *Fundamentos de Manufactura Moderna .* Mexico : McGraw-Hill Interamericana editores, S.A. de C.V., 2007.
3. **Smith, William F.** *Fundamentos de ciencia e ingenieria de materiales.* España : McGraw-Hill/Interamericana de españa, S. A. U., 1998.
4. **Pat L. Mangonon, Ph.D.,P.E.,FASM.** *Ciencia de Materiales Seleccion y Diseño.* Mexico : Pearson Educacion, 2001.
5. **Avner, Sydeney H.** *Introduccion a la metalurgia fisica .* Mexico : McGrawll-Hill/Interamericana de mexico s.a. de c.v., 1988.
6. *Ciencia y Tecnologia de los Materiales. Universidad de Cantabria .*
7. **American Society For Metals.** *Isothermal Transformation and Cooling Trnsformation Diagrams.* Ohio : Metals Parks, 1997.
8. **Meléndez, Alberto Mendoza.** *Caracterizacion electroquimica de acero api 5L X-52 sometido a presion hidrodinamica elevada.* Ciudad de México : UNAM, 2018.
9. **Diaz, Dayi Gilverto Agredo.** *Manual de operación Microdurómetro Digital Vickers(Digital Micro Vickers Hardness Tester) modelo HVS-1000.* s.l. : Universidad Nacional Autónoma de Mexico .
10. **G1-90, ASTM designation:.** *Standard Practice for Preparing , Cleaning, and Evaluating Corrosion Test Specimens.* 1999.
11. **Metals, American Society for.** *ASM Metals Handbook, Vol 9, Metallography And Microestructures.* Ohio : Materials Park, 2004. 978-0-87170-706-2.
12. **ASTM.** *Standar Test Method for Evaluating the Microestructure of Graphite in Iron Castings.* West Conshohocken, United States : ASTM International, 2020.
13. **Lopez, Erik Tenquedo.** *Efecto del Titanio y la Velocidad de enfriamiento sobre la morfologia del grafito en un hierro vermicular (CGI).* Ciudad de Mexico : UNAM, 2018.
14. **Ingeniería, Escuela Técnica Superior de.** *derematerialia. Prácticas Metalográficas.* [Online] wordpress. [Cited: junio 23, 2022.] <http://www.derematerialia.com/practicas-metalograficas/fundiciones-nodulares/>.
15. **Hernández, Dra. Karina Cruz.** *Diagramas de Pourbaix (Potencial -pH).* p. 29.
16. **A. Garnica Rodríguez, F.J. Rodríguez Gómez.** *Fenómeno de Corrosion del Acero de Refuerzo Galvanizado en Presencia de Cloruros.* Ingeniería Metalúrgica , Facultad de Química. UNAM. Ciudad de México : s.n., 2014. Presentación.

17. **George E. Totten, Ph.D.,FASM.** *Steel Heat Treatment Handbook*. U.S. : CRC Press Taylor & Francis Group, 2007.

18. **ASTM E384-17** *Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials*.

19. **Lajtin, YM.** *Metalografía y tratamiento térmico de los metales*. Moscú : MIR EDITORIAL, 1973. 2910009902282.

20. **Péres, Jesús Asunción Brito.** *Evaluación electroquímica en ductos de acero API 5L X-52 en condiciones de temperatura variable*. Ciudad de México : UNAM, 2011.

21. *Utilización de la técnica de ruido electroquímico para la investigación y monitoreo de la corrosión*. Hellmut Sarmiento Klapper, Joachim Goellner, Andreas Heyn. s.l. : Universidad del Norte, Enero - Junio 2007, Ingeniería & Desarrollo, Vol. 21, pp. 56-72. 0122-3461.

ANEXO A - Elaboración del atlas metalográfico

A la par de la elaboración de esta tesis ayudó con el desarrollo de un diagrama virtual para dar a conocer a detalle las propiedades de los materiales ferrosos en función de su porcentaje de carbono y su microestructura a tanto la comunidad universitaria como a cualquier persona interesada en el tema. En este anexo se describen las labores realizadas para poder llevar a cabo el desarrollo de la página web interactiva que en un futuro albergará el dicho atlas virtual.

Una de las actividades principales durante el periodo de desarrollo de la tesis fue el estudio de las tecnologías de lenguaje de etiquetas HTML 5, las hojas de estilo en cascada por sus siglas en inglés CSS (Cascade Style Sheets) y del lenguaje de programación JavaScript.

El uso de estas tres tecnologías es fundamental para poder crear toda la estructura de datos que los navegadores actuales de internet interpretan; para poder mostrarle a los usuarios la información que aparece en las páginas de internet. El lenguaje HTML 5 se encarga de estructurar la información con el uso de etiquetas establecidas que contienen ciertas características; estas etiquetas dan sentido a toda la estructura y además permiten la interpretación por parte del navegador. Las hojas de estilo en cascada se encargan de darle diseño, formato y presentación gráfica a las etiquetas del documento HTML; permitiendo darles un atractivo visual y comodidad a los usuarios tanto en dispositivos de escritorio como en tabletas o dispositivos móviles. Por último, el lenguaje de JavaScript es un lenguaje de programación dedicado a los navegadores con mucho potencial gracias a su practicidad; convirtiéndose hoy por hoy en uno de los más utilizados. Este lenguaje se encarga de realizar todas las interacciones que tiene el usuario con las páginas web; haciendo que los sitios se vuelvan dinámicos al apretar un botón, al cambiar de página o al dar clic a las imágenes.

Para el desarrollo del atlas metalográfico se utilizó una plantilla perteneciente a las páginas web de la facultad de ingeniería de la UNAM que unifica el formato con la página web de ingeniería. A continuación, se modificaron y adecuaron etiquetas y estilos necesarios para crear el repositorio. Además, se fue incorporado la información respectiva de las aleaciones seleccionadas:

La siguiente imagen, Ilustración 1, muestra la estructura final de la primera versión de la plataforma digital:

Atlas Metalográfico

Inicio Aceros Fundiciones Tratamientos Termicos Diagrama Interactivo Ejercicios

Bienvenidos al Atlas Metalográfico

Esta página está dedicada a los estudiantes y profesores que busquen complementar la formación académica en el área de materiales ferrosos, por lo que dentro de las distintas secciones se encontrará información relevante de varias aleaciones de acero tal como la composición química, propiedades y aplicaciones, así como algunos tratamientos térmicos típicos de dichas aleaciones. También se cuenta con un diagrama hierro carbono interactivo que muestra el proceso de enfriamiento de las aleaciones de acero, así como también una sección de evaluación para reforzar el conocimiento respecto al contenido de la página.

¡Los invitamos a pasear por el sitio, bienvenidos!

1538°C
1401°C
1130°C

Aceros
Fundiciones
Meta estable

Liquidus
 $\gamma+L$
 γ

Ilustración 1 Página principal del atlas metalográfico.

En la imagen anterior se puede apreciar las partes más significativas de la página; la cabecera, el título y los logos tanto de la universidad como de la facultad. También se aprecia la barra de navegación que componen las diferentes secciones de la página y el título sobre la pestaña del navegador, entre otras características. En cuanto al contenido de la página principal, a continuación, se describen las distintas secciones; inicialmente, se tiene la parte de bienvenida con una breve descripción del contenido y una imagen de un diagrama Fe-C. En el diagrama se presenta una división entre las zonas características de los aceros y la de los hierros colados o fundiciones.

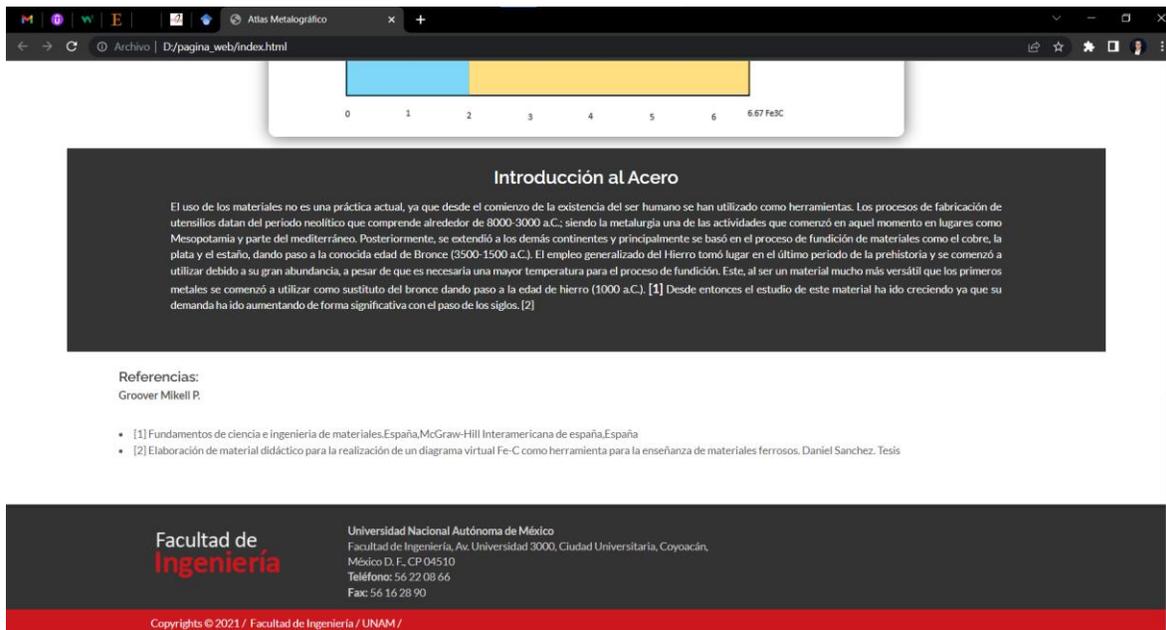


Ilustración 2 Parte inferior de la página principal de la página web.

La Ilustración 2 muestra la parte inferior de la página principal, en ella se da una breve introducción sobre lo que se considera un acero y se muestra la sección de referencias bibliográficas utilizadas. También, como en todas las páginas que comprende el atlas, se agregó una sección llamada *Footer*; la cual se encarga de mostrar información de contacto o relevante junto con los derechos de los autores de la página. Cabe mencionar que, la cabecera, la barra de navegación y el Footer aparece en cada una de las secciones que componen la página web.

A continuación, se mostrarán imágenes de las distintas secciones que componen el atlas:



Ilustración 3 Fragmento de la sección de aceros.

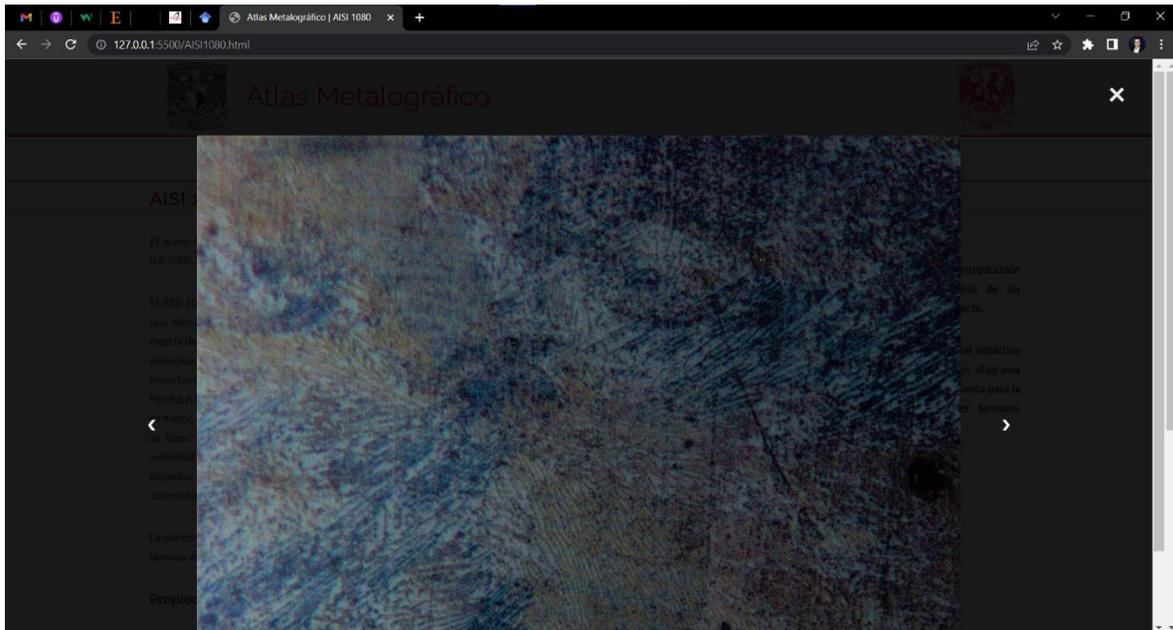


Ilustración 4 Modal de imágenes de la microestructura a varios aumentos.

La Ilustración 3 Ilustración 4 muestra una aleación en particular dentro de la sección de los aceros; en ella se presenta una imagen de la microestructura, una descripción de esta y ciertas características que la definen; en algunos casos también se incluye información característica bajo ciertos tratamientos térmicos. Cabe mencionar que, la imagen tiene una interacción interesante al darle clic se despliega una ventana, que se sobrepone a la página, donde se puede visualizar mejor la microestructura e intercambiar la vista en imágenes de 5 a 100 aumentos como si fueran las vistas del microscopio óptico.

Las secciones correspondientes a aceros, fundiciones y tratamientos térmicos contienen una estructura de despliegue de la información muy similar. La Ilustración 5 muestra la sección del diagrama interactivo; esta se encuentra compuesta por dos bloques, en el bloque de lado izquierdo aparece la información sobre la aleación seleccionada, mostrando los rasgos más destacables, y en el bloque de la derecha se muestra una barra con 3 pestañas donde se desplegará información e interacciones acorde al título de cada una de ellas.

En la sección de los aceros se presenta un diagrama metaestable Fe-C donde se ilustra la posición de la aleación en función de la composición, de las diferentes aleaciones que se tienen registradas hasta el momento. Al darle clic cambian tanto la imagen del diagrama Fe-C como la información en el bloque de la izquierda.

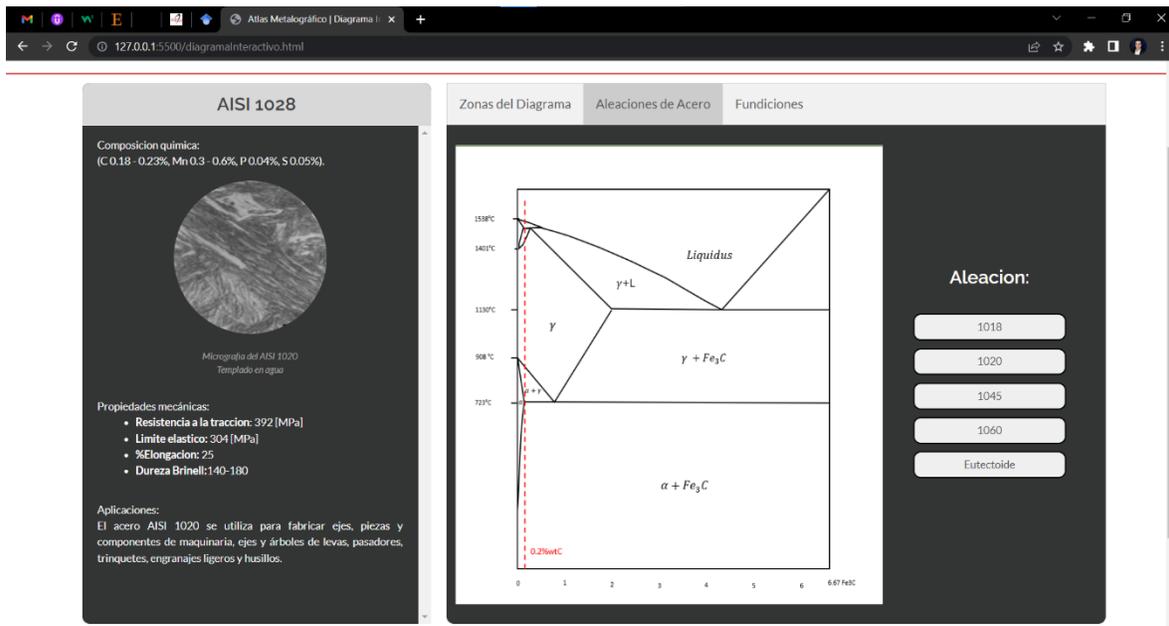


Ilustración 5 Sección del diagrama interactivo de los aceros.

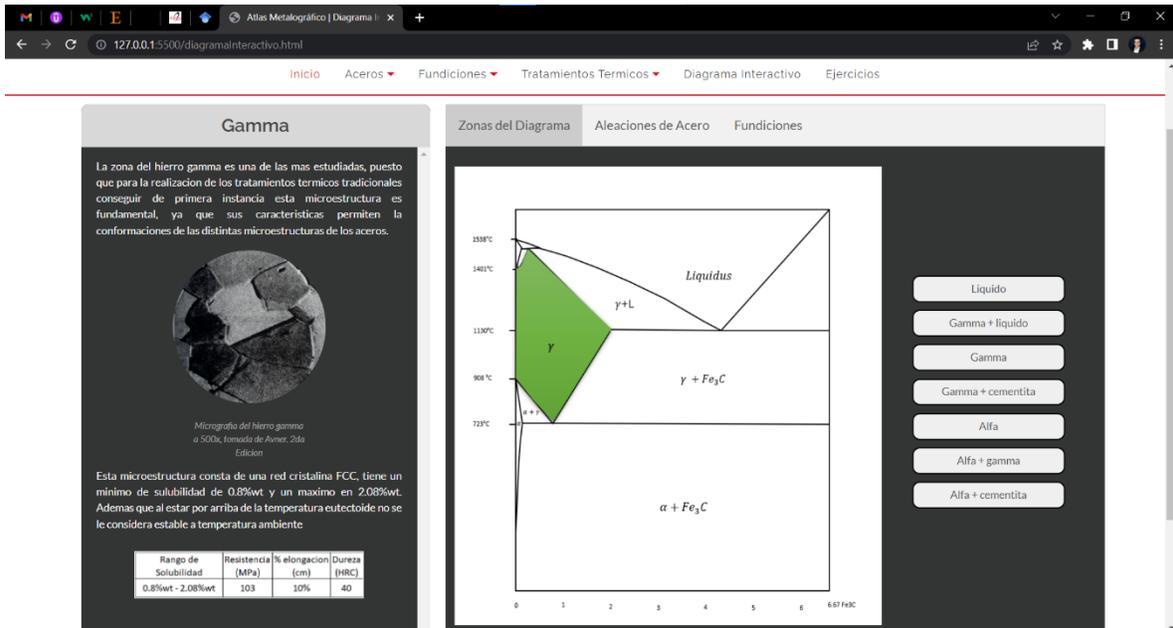


Ilustración 6 Sección del diagrama interactivo sobre las zonas del diagrama.

La ilustración 6 muestra la sección donde se presentan las distintas zonas del diagrama; esta sección contiene información interesante sobre las fases que presenta este sistema metaestable Fe-C.

Por último, esta versión de la página contiene la sección de autoevaluación donde se encuentran algunas preguntas de opción múltiple las cuales están relacionadas con la información contenida dentro de la misma página.

Atlas Metalográfico

Inicio Aceros Fundiciones Tratamientos Térmicos Diagrama Interactivo Ejercicios

¿Cuál de las imágenes anteriores No es un acero?

1 2 3 4 5

Revisar

¿Cuál es una característica del tratamiento térmico de Temple?

Se requiere llevar a una temperatura superior a la temperatura crítica y enfriar lentamente, si se puede dentro del horno.

Se requiere llevar a una temperatura superior a la temperatura crítica y enfriar al aire libre, incluso se puede usar un ventilador.

Se requiere llevar a una temperatura superior a la temperatura crítica y enfriar para conseguir una microestructura de perlita fina.

Ilustración 7 Sección de ejercicios.

Es importante destacar que la pagina está diseñada para que cuando la resolución de la pantalla cambie, el contenido se ajuste, de tal forma que cuando el usuario consulte la página desde una Tableta o un dispositivo móvil pueda hacerlo sin preocuparse de que el contenido se corte o desestructure la información.



Ilustración 8 Aspecto del menú de navegación de la plataforma a una resolución de 768px correspondiente a una Tablet.