



Universidad Autónoma del estado de Morelos.
Facultad de Ciencias Químicas e Ingeniería.
Licenciatura en Ingeniería Mecánica
Tesis para optar el título profesional de Ingeniería
Mecánica.

Evaluación del efecto de la composición y el
tratamiento térmico en la corrosión de dos aceros
AUAR

Alumno: Moncada Rodríguez Axel Yosiel

Matricula: 10013935

Asesor: Álvaro Torres Islas

Co-asesor: Adrian del Pozo Mares

Cuernavaca, Morelos

Índice

| | |
|--|----|
| INTRODUCCIÓN..... | 4 |
| JUSTIFICACIÓN..... | 4 |
| HIPÓTESIS | 5 |
| OBJETIVO | 5 |
| CAPÍTULO 1. ANTECEDENTES..... | 6 |
| Aceros de ultra alta resistencia (AUAR) | 6 |
| 1.1 Propiedades generales..... | 7 |
| 2. Metalografía | 8 |
| 2.1 Tipos de metalografías..... | 8 |
| 2.2 Principales constituyentes en los aceros | 9 |
| 2. Tratamiento térmicos..... | 18 |
| 2.1 Temple..... | 18 |
| 2.2 Revendido | 30 |
| 3. Principios de corrosión..... | 31 |
| 3.1 Definición..... | 31 |
| 3.2 Costos de corrosión metálica..... | 32 |
| 4. Naturaleza electroquímica de la corrosión acuosa..... | 33 |
| 4.1 Reacciones electroquímicas | 33 |
| 4.2 Tipos de corrosión | 35 |
| 5. Técnicas electroquímicas para la evaluación de la corrosión..... | 37 |
| 5.1 Polarización potenciodinámica | 38 |
| 5.2 Espectroscopia de impedancia electroquímica..... | 39 |
| CAPÍTULO 2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL..... | 41 |
| 1 Fabricación de material..... | 41 |
| 2. Preparación de las muestras y las soluciones para los ensayos de corrosión | 43 |
| 2. Desarrollo de las pruebas de corrosión utilizando la técnica de polarización potenciodinámica..... | 49 |
| 3. Desarrollo de las pruebas de corrosión utilizando la técnica de espectroscopia de impedancia química..... | 49 |
| CAPÍTULO 3. RESULTADOS | 50 |
| 1. Micrografías de los aceros con sus diferentes tratamientos térmicos | 50 |

| | |
|--|----|
| 2. Ensayos de corrosión de polarización potenciodinámica | 53 |
| 2. Ensayos de corrosión de espectroscopia de impedancia electroquímica | 62 |
| CONCLUSIONES..... | 71 |
| REFERENCIAS..... | 72 |

INTRODUCCIÓN

El acero de ultra alta resistencia, también conocido por el acrónimo AUAR, se desempeña mejor que el acero convencional de alta resistencia y se usa comúnmente en industrias con altos niveles de desgaste mecánico y físico, como la aeroespacial o industrias dedicadas al desarrollo de componentes de piezas aeronáuticas. Es un tipo de aleación desarrollado para ser un material más confiable. El acero de ultra alta resistencia tiene una resistencia a la tracción de aproximadamente 1300 a 1700 MPa. El AUAR es un material de elección para aplicaciones mecánicas intensivas y representa un rendimiento superior y una solución para aumentar la relación resistencia-masa de los componentes de chapa de acero en comparación con los metales convencionales como el aluminio y el magnesio. Por lo tanto, el uso de acero de ultra alta resistencia como material liviano es la opción preferida adoptada recientemente por la industria automotriz. La realización de las pruebas con el pH de 12 es principalmente para observar el comportamiento del material con sus diferentes tratamientos térmicos y determinar cuál es el mejor para las diferentes aplicaciones en las que se puede utilizar este acero.

JUSTIFICACIÓN

La finalidad de esta tesis es observar el comportamiento del AUAR con sus diferentes tratamientos térmicos en un pH de 12, observar cómo se comporta la corrosión en este, ya que es un material que se está empezando a implementar en varias industrias para la fabricación de partes que requieren ser ligeros y con una gran resistencia. Las razones por las cuales se está implementando este acero en las industrias automotrices es por que ofrecen mayor seguridad y protección contra los impactos ya que los nuevos estándares de protección son más estrictos y este acero proporciona un margen adicional a las empresas. El que esté acero sea más ligero que los convencionales, ayuda a la reducción de gasto energético que realizan los motores, además de que ofrece una mejora de manejo y una mejor respuesta de los vehículos. Por último, este es un material sostenible, el aluminio y la fibra de carbono también son materiales resistentes y ligeros, pero estos son más difíciles de reciclar además de que generan grandes emisiones de CO₂.

HIPÓTESIS

La solución alcalina de NaOH diluido en agua destilada con un pH 12 generará un comportamiento pasivo disminuyendo los niveles de corrosión en ambos aceros con tratamiento de temple independientemente del contenido de Mo y V, debido a los micro pares galvánicos formados por la martensita.

OBJETIVO

1.1.- Objetivo general.

Determinar el efecto del tratamiento térmico y contenido de Mo y V en el mecanismo de corrosión de dos aceros de ultra alta resistencia (AUAR) experimentales de última generación en contacto con una solución alcalina con pH 12, mediante estudios de polarización potenciodinámica, impedancia y ruido electroquímico.

1.2.- Objetivos particulares.

- 1.- Fabricar dos aceros AUAR mediante la técnica de fundición al alto vacío
- 2.- Realizar a cada uno de los dos aceros AUAR tratamientos de temple y revenido respectivamente
- 3.- Caracterizar los aceros AUAR metalográfica y mecánicamente antes y después de los tratamientos térmicos
- 2.- Realizar pruebas de polarización potenciodinámica en la solución NaCl pH 12
- 3.- Realizar pruebas de impedancia en la solución NaCl pH 12

CAPÍTULO 1. ANTECEDENTES

Aceros de ultra alta resistencia (AUAR)

El acero de ultra alta resistencia es un acero estructural de muy alta resistencia. Este material tiene un límite elástico mínimo de 1380 MPa (200 ksi) aunque no se ha establecido un nivel de resistencia global para este acero. La mayoría de los aceros de alta resistencia están disponibles en varios grados. El grado está determinado por el método de fundición primario o secundario utilizado para fabricar la aleación. Las recientes mejoras en las técnicas de purificación, como la desgasificación de gas argón-oxígeno (AOD) combinada con la fusión inducida por vacío (VIM), han mejorado considerablemente las propiedades. El recalentamiento generalmente se realiza mediante tecnología de arco de vacío (VAR) para mejorar la limpieza de la microestructura. La fundición por electroescoria (ESR) se usa para procesar varios grados de este acero, y los grados excelentes muestran tenacidad a la rotura, ductilidad, resistencia a la tracción y larga vida para un nivel dado de esfuerzo, una cierta resistencia.

El acero de alta resistencia se trata térmicamente utilizando el mismo equipo y las mismas técnicas que se utilizan en los aceros de aleación estructural. Los aceros de alta resistencia a menudo se templean a una dureza específica, pero para aplicaciones críticas se requiere una prueba de tracción mecánica para garantizar que se obtenga la combinación deseada de resistencia y ductilidad. En otros casos, pueden ser necesarios ensayos de resistencia al impacto a la fractura para garantizar que se logre el grado deseado de resistencia a la fractura frágil.

Según el tipo de aleación del acero, será el tipo de microestructura que contendrá su superficie o, mejor dicho, su estructura. En el caso del AUAR, esta microestructura se puede dividir en varias clases dependiendo del material con el que se refuerce. En todas estas categorías, el carbono se incluye y utiliza en mayor o menor medida según el resultado final deseado. La composición de este acero incluye elementos que hacen que la materia prima sea más susceptible a la formación de estructuras tipo martensita. El acero avanzado de alta resistencia contiene elementos importantes, como su composición química, mediante el uso de

elementos de aleación en el acero, como el boro y el manganeso. Mayor susceptibilidad al recocido. Muchos de los grados UHSS que se pueden obtener ajustando la cantidad de carbono que se utiliza en la placa de acero, y se termina aleando con más elementos para mejorar su estructura y al mismo tiempo tener un producto liviano, son:

- AUAR de aleación baja: AUAR se endurece con martensita y consiste en una aleación compleja con bajo contenido de carbono desarrollada sobre la base de acero endurecido de baja aleación.
Este grado de AUAR se compone de una mezcla de acero endurecido, acero inoxidable, acero al carbono y acero de aleación de silicio y vanadio. Su proceso de fabricación utiliza la fundición al vacío para reducir las impurezas de las distintas aleaciones que lo componen, mejorando la ductilidad del material, así como la dureza del acero.
- UHSS de aleación media: este AUAR tiene un proceso que utiliza un molde en el que se fija un 5 % de cromo, lo que proporciona alta resistencia, así como una dureza superior e incluso ductilidad en comparación con productos similares, pero de menor aleación. Se distingue por su excepcional resistencia al calor, lo que le permite ser utilizado en la fabricación de trenes de aterrizaje de aviones.
- Alta aleación AUAR: es una aleación media de níquel y cobalto con alto contenido de carbono, que proporciona alta resistencia y resistencia a bajas temperaturas de transición frágil. Se añade cobalto para aumentar la soldabilidad del material. Por eso tiene excelentes propiedades mecánicas, así como una alta resistencia a la corrosión que le permite ser utilizado en aplicaciones aeroespaciales y submarinas.

1.1 Propiedades generales

Este tipo de acero tiene una capa de aluminio en la superficie que forma una barrera que impide la formación de relieves, pero esto aumenta la porosidad del acero y lo hace más susceptible al ataque de elementos oxidantes que interactúan con los elementos comunes. Ambiente como la humedad del sitio y el oxígeno,

especialmente durante la etapa de fabricación del material conocida como "calentamiento". La microestructura lograda en aleación de carbono y acero crea una durabilidad superior a la mayoría de los componentes fabricados con el mismo material. Sin embargo, tiene otra propiedad fundamental: la plasticidad. Se utiliza en la producción de piezas complejas que deben soportar grandes esfuerzos en relación con los medios de transporte y la producción de piezas mecánicas que alcanzan altas velocidades. Se utiliza en la construcción de modernos rascacielos y en obras públicas donde la escala del proyecto provoca un alto desgaste.

2. Metalografía

La metalografía es el estudio de las características estructurales de los metales o aleaciones bajo el microscopio, buscando su microestructura, impurezas, tratamientos térmicos a los que ha sido sometido, micro retracción, etc., para determinar si el material cumple con los requisitos para los que ha sido diseñado; también encontramos la presencia de materiales de fundición, forja y laminación. Podremos conocer la distribución de las fases que componen la aleación y las impurezas no metálicas, así como la presencia de separaciones y otras anomalías.

El microscopio es la herramienta más importante del metalúrgico desde el punto de vista científico y técnico. Es posible determinar el tamaño de grano, la forma y la distribución de varias fases e impurezas que tienen un efecto significativo en las propiedades mecánicas de los metales. La microestructura revelará el tratamiento mecánico y térmico del metal y bajo ciertas condiciones se puede predecir su comportamiento esperado.

2.1 Tipos de metalografías

2.1.1 Metalografía cuantitativa

El objetivo de la metalografía cuantitativa es determinar el tamaño medio de partícula, el porcentaje en cada fase que contiene el material, la forma y tipo de impurezas no metálicas, la forma y tipo de grafito, en el caso de fundición y otros datos específicos. para cada ingrediente. Con estos datos, es posible identificar cada componente, predecir el comportamiento mecánico y el método de manejo del material. Este tipo de análisis se puede realizar por observación directa de la

muestra, usando un ocular anodizado, o experimentalmente, usando el método Planimétrico de Jeffries y el método de intercepto de Heyn. Los métodos experimentales se pueden utilizar de forma manual y automática gracias al sistema de análisis de imágenes computarizado.

2.1.2 Metalografía cualitativa

Consiste únicamente en observar la microestructura, en determinar qué microestructura la constituye. Los microcomponentes varían según el tipo de cuadrilla que se analiza y según los procesos térmicos, mecánicos, de fabricación y otros procesos a los que se ha sometido el material. Para el acero, los principales componentes estructurales son: ferrita, cementita, austenita, perlita, martensita, bainita, troostita, ledeburita y grafito.

2.2 Principales constituyentes en los aceros

2.2.1 Ferrita

La ferrita o el hierro alfa se pueden considerar como hierro puro (resistencia = 280 N/mm²). La ferrita es un material cerámico ferromagnético, compuesto de hierro, boro y bario, estroncio o molibdeno. Es, con la austenita y el cementita, uno de los componentes simples del sistema Fe-C metaestable en el que el carbono forma el compuesto intermetálico Fe₃C. Los átomos de C se pueden colocar aleatoriamente en los centros de los bordes o en posiciones equivalentes, como los centros de las caras de la celda base. Cada átomo de C está en contacto con dos átomos de Fe, que son magnéticos por debajo de los 775°C (temperatura de Curie) y no magnéticos por encima de esta temperatura.

Es el componente más blando del acero. Sus propiedades mecánicas son 90 Brinell, carga de rotura 300 MPa y 40% de alargamiento. Es menos rígido que la austenita, por su menor contenido de C y más plástico que está, cristaliza en una red cúbica centrada de hierro BCC y contiene un máximo de 0,03 % de carbono C. Aunque la ferrita es una solución sólida de carbono en hierro alfa, su solubilidad a temperatura ambiente es tan baja que es insoluble a 0,008 ° C. Por esta razón, de hecho, la ferrita se considera hierro alfa puro. La ferrita es altamente magnética, lo que le permite mantener un campo magnético más fuerte que el hierro. Suelen fabricarse

en forma de polvo, lo que permite producir piezas de gran resistencia y dureza, que primero se moldean a presión y luego se calientan, sin llegar al punto de fusión, en un proceso que se denomina sinterización. Mediante este proceso se producen núcleos para transformadores, bobinas y otros elementos eléctricos o electrónicos.

La ferrita se utiliza en la fabricación de imanes permanentes aleados con cobalto y bario; El núcleo del inductor y el transformador utiliza níquel, zinc o manganeso ya que allí prácticamente se eliminan las corrientes de Foucault. Esto hace que la ferrita sea muy importante en el campo de las telecomunicaciones. Las primeras computadoras estaban equipadas con memorias que almacenaban sus datos en forma de campos magnéticos en núcleos de ferrita, que se ensamblan en conjuntos de núcleos de memoria.

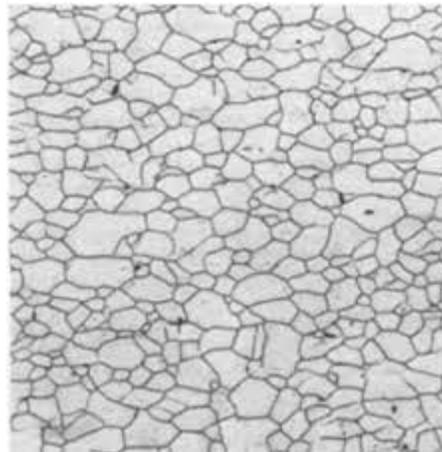


Figura 1 Microestructura interna de la ferrita

Cementita

La cementita o carburo de hierro Fe_3C con un contenido de carbono C del 6,67% se forma por la acción del exceso de carbono por encima del límite de disolución. Su densidad es de 7649 g/cm³. Es un compuesto intermetálico cuyo enlace principal es el no metal y parece lógico que sea frágil. Además, es el componente más duro de los aceros 68 HRC por lo que no se puede utilizar ya que no es apto para operaciones de laminación o forja debido a la dificultad para ajustarse a la concentración de esfuerzos. La estructura cristalina es ortorrómbica, con 12 átomos de hierro y 4 átomos de carbono por celda, los átomos de Fe se pueden reemplazar

con otros átomos como Cr, Mo y Mn. Ciertos elementos como S, Te, Mn y Mg tienden a estabilizar la cementita. Por otro lado: Si, Ti, Al, Bi y H favorecen su descomposición.

La morfología del cementita es muy diversa y destacan algunas estructuras típicas. Se consideran las siguientes en los aceros:

- Cementita secundaria.
- Cementita eutéctica.
- Cementita terciaria.

En el acero, la cementita libre, que no está unida a otras fases, suele presentarse en el acero hipereutectoide como cementita secundaria y forma una red continua de estructuras granulares formadas por colonias de perlita. También ocurre como resultado de la precipitación sólida en aceros de muy bajo carbono como consecuencia de la solubilidad reducida por debajo de la temperatura de transformación eutéctica, conocido como cementita terciaria. La cementita no libre aparece sólo en asociación con la ferrita, alternando finas capas de una y otra, cuyo agregado se conoce como perlita. También es destacable la forma que adopta la cementita como esferoidita.

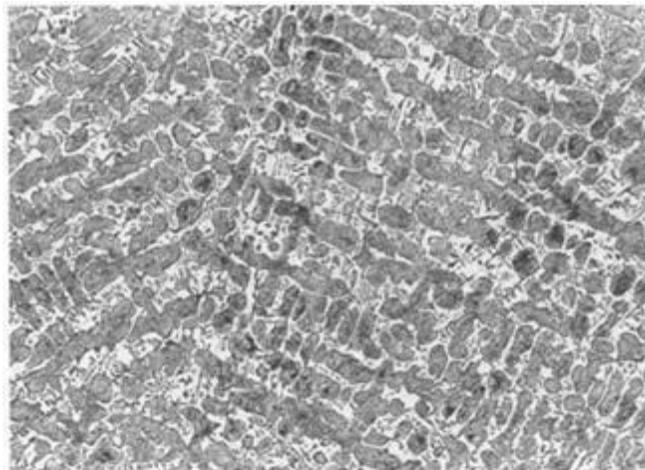


Figura 2 Microestructura interna de la cementita. Las zonas oscuras corresponden a cementita que es el mayor constituyente en la fundición blanca, las zonas claras corresponden a perlita.

Austenita

La austenita es el componente más denso del acero y se forma en una solución sólida mediante la incorporación de carbono en el hierro gamma. La cantidad de carbono disuelto varía de 0,8% a 1,67°C de carbono. Esto corresponde a la máxima solubilidad a una temperatura de 1125 °C, aunque no es estable a temperatura ambiente. Existe un llamado acero al cromo-níquel austenítico con una estructura austenítica a temperatura ambiente. En términos de propiedades mecánicas, la austenita es blanda y dúctil (resistencia a la tracción de 100 kg/mm², elongación de hasta el 60 %, recuperación elástica de hasta el 30 %) donde las operaciones de forja y laminado de aceros se efectúan a aproximadamente 1100 °C, donde la fase austenita es estable. La dureza en escala de Brinell es de 300. Otra propiedad no mecánica es el magnetismo. A diferencia de la ferrita y la austenita, es maleable, resistente al desgaste, no magnético y no ferromagnético a cualquier temperatura.

La austenita y sus transformaciones isotérmicas están asociadas con muchos procesos de procesamiento de materiales, algunos de los cuales son tan conocidos e importantes como el temple, el objetivo es enfriar la austenita hasta obtener una estructura martensítica dura y duradera. La austenita no puede ser atacada por nital y se disuelve en glicerina en agua regia, aparece como partículas poligonales, a menudo maculado y puede ocurrir en acero templado martensítico.

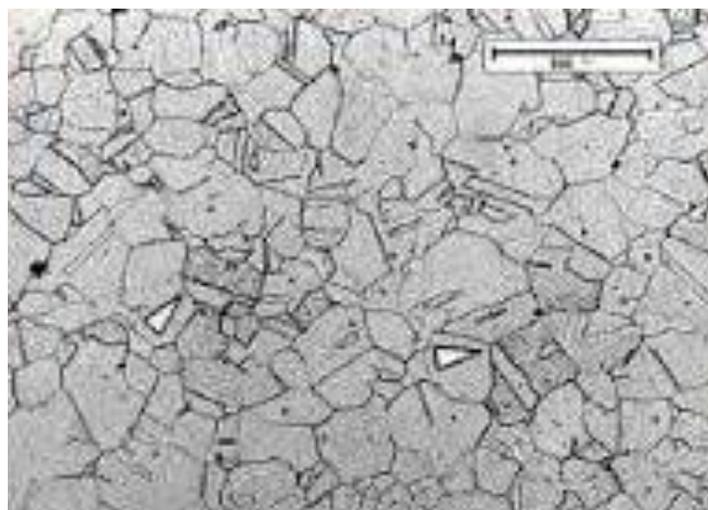


Figura 3 Microestructura de la austenita

Perlita

La perlita es un componente compuesto por aproximadamente 86,5 % de ferrita y 13,5 % de cementita. Su microestructura está formada por capas alternas o capas de las dos fases (ferrita y cementita) durante el enfriamiento lento del acero a temperatura eutectoide. Fue nombrado porque parece una perla cuando se ve bajo un microscopio con un aumento bajo.

Hay dos tipos de perlita: perlita fina que es dura y duradera (espaciado de 0,025 micras y dureza de 300 Brinell) y perlita gruesa que es menos dura pero más dúctil (espaciado de 0,4 micras y dureza de 200 Brinell). La perlita gruesa es más dúctil que la perlita fina porque la perlita fina está restringida a la deformación plástica. La perlita se presenta en granos llamados colonias. Dentro de cada colonia, las capas están orientadas esencialmente en la misma dirección, que es diferente para cada colonia. Las laminillas brillantes son de ferrita y la cementita aparece como laminillas oscuras. La mayoría de las capas de cementita son tan delgadas que los límites entre las fases adyacentes son indistinguibles. Es un microconstituyente bifásico. Si esta estructura laminar es muy fina, la perlita aparecerá negra bajo un microscopio óptico. Sin embargo, tanto la fase de ferrita como la de cementita son blancas en condiciones normales de ataque. El color oscuro o negro se debe a la gran cantidad de límites de grano entre la matriz de ferrita y la capa de cementita. Cuanto más anchas sean las hojas, más pronunciada será la tonalidad hasta que puedas distinguir entre diferentes hojas, lo que hace que la perlita pierda sus propiedades como microcomponente, pero no quiere decir eso.

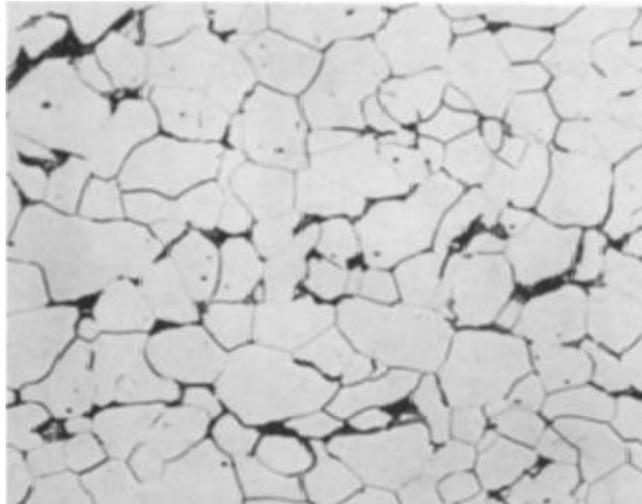


Figura 4 Microestructura de la perlita

Martensita

La martensita es una solución sólida sobresaturada de carbono en hierro alfa. Después de la cementita, es el componente más duro de los aceros templados. Se obtiene por el enfriamiento muy rápido de los aceros, una vez que su temperatura es lo suficientemente alta para alcanzar su composición austenítica. Se llamó martensita en honor al metalúrgico alemán Adolf Martens (1850-1914). El porcentaje de carbono en la martensita no es fijo, sino que varía, desde muy poco carbono hasta 1 % de carbono, sus propiedades físicas varían con el contenido de carbono hasta un máximo de 0,7% C, aumentando su dureza, resistencia mecánica y fragilidad con el contenido de carbono. La dureza de la martensita se puede atribuir al estrés que esta deformación induce en sus cristales de la misma manera que los metales se deforman en frío debido al aumento de dureza al que están sometidos bajo los granos deformados. Su dureza depende del porcentaje de carbono que tenga en solución y va de 25 a 67 HRC, resistencia a la tracción de 170 a 250 kg/mm² y alargamiento de 0,5% a 2,5%, es muy quebradizo y tiene forma lenticular. grupo en zigzag con ángulo de 60 grados. Además, es magnético.

La martensita tiene forma de aguja y cristaliza en una red tetragonal en lugar de una red BCC de centro cúbico, que es la del hierro alfa, debido a la distorsión creada en su red por la inserción de un átomo de carbono. Estas agujas solo son aparentes

cuando el porcentaje de carbono es alto, de lo contrario, la apariencia parece montones de paja.

Las agujas o láminas de martensita representan soluciones sólidas sobresaturadas, y cuando se llevan a una temperatura por debajo del campo de la fase inicial, el sistema tiende a pasar al equilibrio del soluto precipitado o de la fase rica. Esta es la base de los tratamientos de revenido. La transformación alotrópica de un metal puro es un caso especial de la transformación martensita, aunque no presenta morfología de lente

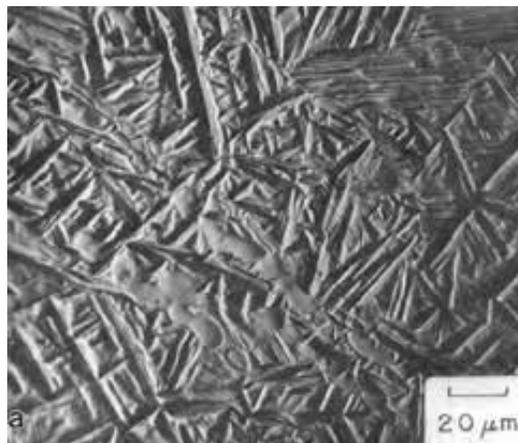


Figura 5 Microestructura de la martensita

Bainita

La bainita es una mezcla de ferrita y cementita, y la difusión está involucrada en su formación. La bainita se forma durante la transformación isotérmica de la austenita, en el rango de temperatura de 250 °C a 550 °C. Este proceso consiste en enfriar rápidamente la austenita a temperatura constante, manteniendo la temperatura hasta que la austenita se convierte completamente en bainita. Su microestructura es producto de la reacción eutectoide filamelar, a diferencia de la perlita que es producto de la reacción eutectoide lamelar. Dado que la transformación tiene lugar a temperaturas más bajas que la perlita, la bainita pierde su carácter multicapa y tiende a aparecer como una aguja, en la que se alternan las fases ferrita y cementita.

La transformación bainítica también depende del tiempo y la temperatura y se puede representar en un diagrama de transformación isotérmica, que es más bajo que el

de la formación de perlita. La bainita no se produce de la misma manera que la troostita y el sorbita en un temple, que puede describirse como defectuoso, debido a un error en la velocidad de enfriamiento, sino que se produce mediante el llamado enfriamiento rápido isotérmico o bainítico. Su objetivo no es el conversión de austenita a martensita, como ocurre en el recocido clásico, pero la conversión completa de austenita a bainita es a propósito. En los tratamientos isotérmicos realizados de 550 °C a 725 °C se forman perlita, y de 215 °C a 540 °C el producto de transición es la bainita. Las transformaciones perlíticas y bainíticas compiten entre sí y solo una parte de la aleación se puede convertir en perlita o bainita. Solo se puede convertir en otra microestructura calentándose para formar austenita.



Figura 6 Microestructura de la bainita

Troostita

La troostita se conocía anteriormente como osmondita. Composición que se presenta en algunos aceros endurecidos, pero que se enfría más lentamente que la que produce la martensita, lo que da como resultado una conversión parcial de austenítico en productos intermedios. Sus propiedades indican que es una mezcla de cementita y ferrita, diferenciándose únicamente por su forma de división extremadamente fina. Ataca rápidamente y su aspecto es muy oscuro. La troostita se presenta como nódulos que consisten en losas radiales de cementita sobre ferrita, similar a la de la perlita, pero más fina. Sus propiedades físicas son intermedias entre la martensita y el sorbita, tiene una dureza de 400 a 500 Brinell, una resistencia a la tracción de 140 a 175 kg/mm² y un alargamiento de 5% a 10%.

Es un agregado muy fino de cementita y ferrita, que se produce por transformación isotérmica del austenítico entre temperaturas de 500 °C a 600 °C. Para producirlo, la austenita se enfría rápidamente a temperaturas entre 500 C y 600 C (la velocidad de enfriamiento crítica es la mínima para que toda la austenita se convierte en martensita), y se mantiene a esta temperatura constante hasta que toda la austenita se convierte en troostita. También se puede producir troostita importante por recocido a 400 °C. Durante mucho tiempo se creyó que la troostita y la sorbita también se producían durante el templado del acero templado, es decir, por transformación de martensita; pero investigaciones recientes han refutado esta hipótesis

Ledeburita

La ledeburita es una mezcla eutéctica de austenita y cementita, una palabra griega que significa perfecta fluidez. La reacción eutéctica ocurre a temperatura constante cuando el líquido se enfría muy lentamente, dando así dos sólidos puros diferentes, que solidifican alternativamente, dando una mezcla muy fina que normalmente solo es visible bajo el microscopio. Es decir, la ledeburita se forma por enfriamiento de hierro líquido carbónico a 4,3°C, y se hace a 1.130° C, siendo estable a 723 ° C, se descompone a partir de esta temperatura en ferrita y cementita.

No es componente del acero, sino de las fundiciones. Se encuentra comúnmente en aleaciones de Fe-C cuando el porcentaje de carbono en la aleación de hierro es superior al 25%. La ledeburita contiene 52 %, de cemento, 48 % de austenítico y carbono C que oscila entre 1,76 % y 4,3 %. Su imagen al microscopio es similar a la de las perlas. Se utiliza para referirse a una mezcla de componentes que pasan sin descomposición o separación de un estado sólido a un estado líquido. Ocurre en fundiciones en el rango de porcentaje de carbono de 2.14 % a 6.67%

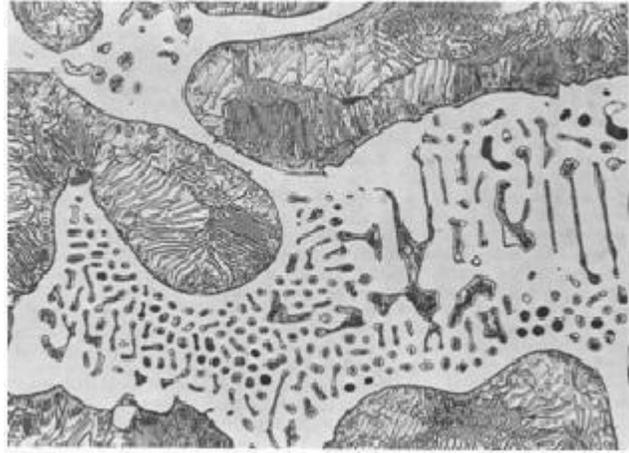


Figura 7 Microestructura de la ledeburita.

2. Tratamiento térmicos

El tratamiento térmico es una operación que implica un cambio de temperatura en el material que se está tratando; En general, se refiere al calentamiento y enfriamiento de los metales, controlando el grado de intensidad, la velocidad y los medios con que se fabrican.

El tratamiento térmico se utiliza para cambiar las características y propiedades mecánicas de un material, en este caso el acero. Cuando el acero es sometido a cambios extremos de temperatura, su estructura interna cambia, haciendo que adquiera nuevas propiedades como resistencia, tenacidad, dureza, entre otras. Cambiar las propiedades del material claramente hace posible que se use en ciertas aplicaciones que requieren cierto grado de propiedades mecánicas específicas. Por ejemplo, el acero después del tratamiento térmico puede tener una mayor dureza y usarse para producir herramientas de corte para otros aceros que son menos duros.

2.1 Temple

El proceso de temple consiste en calentar el acero a una temperatura determinada por encima de su punto de transición para obtener una estructura cristalina específica (estructura austenítica), seguido de un enfriamiento rápido a una velocidad superior a la crítica. Esta depende de la composición del acero, para obtener una estructura austenítica, martensita o bainita, lo que le otorga al acero

una alta dureza. Para un enfriamiento rápido, el acero se expone a agua, aceite o sal, o se enfría con aire o gas. La velocidad de enfriamiento depende de las propiedades del acero y de los resultados obtenidos.

En algunos casos, el temple se corta en el rango de temperatura de 180 a 500 °C, obteniendo así un recocido con un cambio mínimo en el tamaño del corte, un riesgo mínimo de deformación y logrando una cierta dureza y resistencia, de acuerdo con la estructura cristalina en relación con la austenita, martensita o bainita. Los procesos de endurecimiento descritos se ocupan del endurecimiento de todo el material, mientras que otros tratamientos permiten una mayor variedad de propiedades añadiendo carbono o nitrógeno a la superficie de las piezas.

Algunos de los grandes beneficios que tiene aplicar este tratamiento térmico son:

- Las piezas pesadas pueden lograr la combinación óptima de alta resistencia, resistencia y resistencia a la temperatura siempre que sea posible.
- Gracias a la alta capacidad de carga, es posible reducir el peso y aumentar la rigidez de estas piezas.
- Las herramientas y los troqueles logran la resistencia requerida al desgaste y/o al calor mientras mantienen su dureza.
- Las piezas que necesitan ser rectificadas para reducir la rugosidad adquieren la maquinabilidad requerida.

La Fig. 2.1 indica el comportamiento de la temperatura en el temple ordinario. Después del calentamiento, se austeniza la estructura del acero a una temperatura superior a A_{c3} (850 ° C). En el enfriamiento rápido posterior se transforma la austenita en martensita. La formación de martensita está influida, además por la temperatura de temple, el tiempo de mantenimiento a ella y la forma de enfriamiento. Si la temperatura de temple es demasiado alta, se forma una martensita de agujas gruesas y lo mismo ocurre si el tiempo de mantenimiento es demasiado largo. La velocidad de enfriamiento depende del tipo de acero y en todos los casos, ha de ser superior a la velocidad crítica.

Este enfriamiento brusco aumenta las tensiones térmicas y de transformación engendradas en el acero, y en las piezas de forma complicada existe el peligro de fisura. Inmediatamente después del temple, se aplicará un revenido a temperatura de unos 200° C, que no afecta sensiblemente a la dureza, pero alivia las tensiones de temple. A la vez el acero se hace menos sensible al envejecimiento, porque parte de la austenita residual se transforma en martensita y bainitas, y la martensita tetragonal, en cúbica. El temple ordinario se aplica a piezas que estarán en servicio sometidas a exigencias no muy grandes y a herramientas en las que se pretende alcanzar penetración en el temple. A pesar de su sencillez, no se aplica a piezas de formas complicadas y materiales sensibles a la distorsión y fisuración, como consecuencia de la brusquedad del enfriamiento.

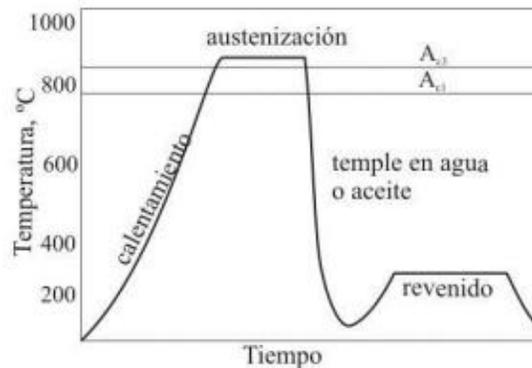


Figura 8 Curso de la temperatura en el temple ordinario.

2.1.1 Fases de enfriamiento

Los procesos que ocurren durante el enfriamiento están representados por curvas características de temple, que trazan los cambios en la temperatura de los componentes en función del tiempo. Se producen tres fases, la de recubrimiento de vapor, la de ebullición y la de convección y conducción, ocurren si el punto de ebullición del refrigerante es inferior a la temperatura de enfriamiento de la pieza.

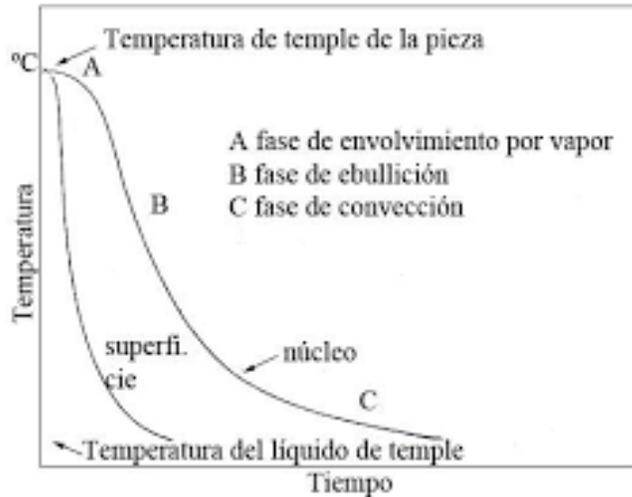


Figura 9 Fases de enfriamiento en el temple.

2.1.1.1 Fase de recubrimiento de vapor

Esta es la primera parte; La parte cubierta con líquido que se evapora. El enfriamiento ocurre por conducción o radiación a través de esta capa y es relativamente lento porque el vapor no conduce bien el calor, lo que puede dejar puntos blandos cuando las piezas se enfrían. Cuanto mayor sea la temperatura del fluido de temple, mayor será la vida de esta fase de vapor. Toma más tiempo en agua pura que en soluciones salinas porque contiene menos gases disueltos y la evaporación local produce cristales de sal que se adhieren mecánicamente al vapor y lo acortan.

2.1.1.2 Fase de ebullición

Cuando la temperatura de la pieza desciende lo suficiente, el líquido ebulle rápidamente hasta la superficie de la pieza. Las burbujas son empujadas por convección hasta que son absorbidas por el líquido circundante. Esta etapa extrae calor a alta velocidad; es la más importante en el proceso de temple y debe ser suficiente para inducir la solidificación. Durante este proceso no hay riesgo de fisuración porque la estructura austenítica se mantiene, al menos en parte, hasta las temperaturas más bajas. La pendiente durante el enfriamiento por agua es mayor que la del enfriamiento por aceite, por lo que el tiempo de enfriamiento es más corto.

2.1.1.3 Fase de convección y conducción

Cuando la pieza se enfría, aproximadamente a la temperatura de ebullición del líquido, empieza la fase de convección y conducción, que continúa el enfriamiento, pero mucho más lentamente que la fase de ebullición. El agua se enfría más rápido que el aceite, pero esto es un inconveniente, porque un enfriamiento demasiado rápido puede provocar grietas y deformaciones.

2.1.2 Medios de temple

Los factores que rigen el proceso de temple son la temperatura, el tiempo de calentamiento y la velocidad de enfriamiento. La tasa de enfriamiento real obtenida durante el temple determina la estructura obtenida del tratamiento térmico y los valores obtenidos de dureza y resistencia. Cuando el material se enfría a una velocidad mayor que la velocidad de temple crítico, la austenita se convierte en martensita. Por otro lado, si la velocidad es menor, no será posible obtener una estructura de martensita completa.

Dado que no existe un refrigerante ideal, tradicionalmente se han utilizado muchos refrigerantes cuyo poder extintor se ve afectado, entre otras cosas, por los siguientes factores:

- Si la temperatura inicial del agua es alta, el primer paso de enfriamiento será mucho más largo.
- Punto de fusión: Si la amplitud es baja, el proceso de enfriamiento será más lento porque se liberará más vapor de agua.
- Calor específico: Debe ser alto para que la velocidad de enfriamiento sea alta cuando la temperatura del baño sea un poco elevada.

Los medios de temple se han desarrollado mucho con el desarrollo de la ciencia y la tecnología. Las sustancias tradicionales son el agua, el aceite, la sal y el aire. Su capacidad frigorífica se muestra en la Tabla 2.1., donde se toma la unidad de agua a 20°C.

Tabla 1 Capacidad de enfriamiento relativa de algunos medios de temple.

| Medio | | Capacidad de Enfriamiento Relativa | | |
|------------------|------------------|------------------------------------|---------|------|
| | | 20°C | 60°C | 99°C |
| Agua | Tranquilo | 1 | 0.44 | 0.07 |
| | Circulante | 1.01 | 0.46 | 0.08 |
| Agua + 5 % NaCl | Tranquilo | 1.12 | 0.62 | - |
| | Circulante | 1.14 | 0.72 | 0.14 |
| Agua + 10 % NaCl | Circulante | 1.23 | - | - |
| | De transformador | 0.17 | Aumenta | - |
| Agua + 5 % NaOH | Tranquilo | 1.17 | 0.78 | - |
| | Circulante | 1.20 | 0.90 | - |
| Agua + 10 % NaOH | Circulante | 1.40 | - | - |
| Aceite | De máquina | 0.21 | Aumenta | - |
| | De algodón | 0.30 | Aumenta | - |
| Pb 335° C | Tranquilo | 0.5 | - | - |
| Aire | Tranquilo | 0.03 | - | - |

2.1.2.1 Aceites

Se utilizan casi exclusivamente aceites minerales; El calor específico, el punto de ebullición, el calor de vaporización, la conductividad térmica y la viscosidad juegan un papel importante. Un aumento de la viscosidad suele ir acompañado de un aumento del punto de ebullición y una disminución del tiempo de la fase vapor, pero suaviza las condiciones de la fase convectiva. Si la viscosidad es excesiva, reducirá la turbulencia, contribuirá a la separación del calor durante la fase de ebullición y agravará las condiciones de temple.

Básicamente se utilizan dos tipos de aceites: para temple en frío, de 30 a 60 °C, y para temple en caliente, de 100 a 130 °C.

2.1.2.2 Agua y solución de agua

Cuando se temple con agua pura, el agua dulce ingresa por la parte inferior del tanque y el agua caliente sale por la tubería de drenaje en la parte superior, a menudo se producen fallas en los puntos blandos, especialmente en aceros sensibles a este proceso. Este retroceso debe deberse, por un lado, a nuevos gases hidrosolubles, como el dióxido de carbono, el oxígeno y el hidrógeno, y por otro, al dióxido de carbono producido por la disociación de los bicarbonatos. Incluso en agua dulce en reposo, se forman pequeñas burbujas en productos templados. El agua que fluye de las tuberías y pozos es rica en gases, lo que favorece la formación de películas de vapor. Tan pronto como el agua de enfriamiento alcanza una

temperatura superior a unos 50 °C, se registran fluctuaciones en la dureza resultante.

La situación es mejor cuando se usa agua dura vieja para enfriar, los componentes gaseosos en ella se han eliminado en gran medida o las sales duras del agua se han precipitado. Para eliminar estas desventajas, se usa solución salina en lugar de agua. Se utilizan soluciones salinas comunes, NaCl al 10% o con potasio en lugar de cloruro de sodio. También se utiliza como medio de extinción una solución cáustica del 5 al 10%, que también tiene la ventaja de una separación muy fácil del residuo. La densidad de las soluciones se mantiene añadiendo agua o sal. Las piezas con temple tienen un aspecto entre gris y azul oscuro.

2.1.2.3 Sales y metales fundidos

Además del agua, los aceites y las soluciones acuosas, las sales y los metales fundidos se utilizan como medios de temple. La temperatura del baño depende del uso y generalmente está entre 200 y 600 ° C. Para temperaturas de hasta 500 a 550 ° C, se utiliza una mezcla de nitrato alcalino y nitrito. Para más de 550 °C, se utilizan mezclas de sal sin nitrato.

El enfriamiento en un baño de agua caliente tiene la ventaja de que no se forman burbujas y, por lo tanto, la dureza no es uniforme. El enfriamiento desde la temperatura de templado hasta la temperatura del baño se realiza por convección pura. Todos los aceros aleados para temple en aceite pueden templarse en tanques de este tipo, cuya temperatura de austenización no supere los 950° C. Las piezas de acero sin alear, de hasta 10 mm de diámetro, también pueden enfriarse directamente desde la temperatura de cementación. No se puede introducir en un depósito que contenga nitratos, o de naturaleza similar, productos que puedan aglomerarse muy densamente, porque puede ocurrir un sobrecalentamiento local de las sales, lo que lleva a la corrosión o la carbonización del acero y, en casos desafortunados, incluso explosiones en el baño.

Los baños de plomo u otros metales fundidos a veces se utilizan con el mismo propósito que los baños de sal. Pueden contener azufre cuando están sucios, por lo que deben derretirse. completamente 1 o 2 horas antes de insertar la pieza de

trabajo. El plomo es bastante volátil entre 350 y 750 °C, que es la temperatura de los tratamientos en los que se utiliza: ligeramente tóxico y necesita ser muy bien aspirado. La evaporación excesiva también se puede evitar con una capa manta de carbón vegetal. Los termopares o termómetros fotoeléctricos son adecuados para medir la temperatura. La ventaja del plomo es que se enfría mucho más rápido que en la salmuera.

Dado que el acero tiene una densidad menor que el plomo, es necesario mantener los componentes dentro de la tina. Otra desventaja del plomo es que puede adherirse obstinadamente a las partes que contienen dientes o pequeñas ranuras y evitar que estas áreas se endurezcan. Por este motivo, es necesario desengrasar cuidadosamente las piezas antes de aplicar el procedimiento. El tratamiento con baño de plomo no conduce a la formación de residuos. Debido a sus vapores tóxicos, el uso de plomo está cada vez más restringido en comparación con los baños de sal.

2.1.2.4 Gas

Los aceros para herramientas de alta aleación y velocidad, con bajas velocidades críticas de enfriamiento, se endurecen incluso en presencia de un chorro de aire comprimido. Se utiliza aire a baja presión, una columna de agua de aproximadamente 100 mm o aire comprimido hasta 6 Kg/cm². El aire comprimido trabaja con gran intensidad, pero contiene un mayor porcentaje de vapor, y las gotas de este líquido que caen sobre las piezas pueden provocar grietas. Para muchos aceros, el enfriamiento en aire templado es suficiente para formar martensita. Aun cuando este tipo de enfriamiento tiene menos riesgo de deformación, produce una cierta oxidación superficial. En lugar de aire, se puede utilizar un gas inerte o un gas de protección, por ejemplo, amoníaco de craqueo o gas de combustión. Mediante el uso de estos gases en hornos y como medio de refrigeración, se obtienen piezas templadas brillantes.

2.1.3 Tipos de temple

Factores que afectan el proceso de enfriamiento

- La composición química del acero a temprar, especialmente la concentración de carbono. También es importante la presencia de aleantes, ya que prolongan el tiempo de enfriamiento durante el cual se puede obtener la martensita.
- Temperatura y tiempo de calentamiento según las características de la pieza.
- Velocidad de enfriamiento y fluidos donde se enfría la pieza para evitar tensiones internas y grietas.
- Las tensiones internas son creadas por las variaciones exageradas a las que se somete el acero llevándolo a temperaturas muy altas y luego enfriando el acero. Estas tensiones y grietas son consecuencia del cambio de volumen que ocurre dentro del acero a medida que el núcleo se enfría a un ritmo menor. Las piezas templadas se someten a un tratamiento adicional llamado revenido para eliminar las tensiones internas.

2.1.3.1 Temple interrumpido

Es un proceso de temple realizado consecutivamente en dos medios diferentes, sin que el mantenimiento en el primero de ellos sea suficiente para igualar las temperaturas. La figura 2.1.3.1 se puede utilizar para determinar el rango de temperatura adecuado para la austenización. Además, muestra la evolución de la temperatura durante el enfriamiento intermitente. Las piezas se precalientan y finalmente se calientan a la temperatura de temple; luego se enfrían normalmente, primero en agua a unos 400°C, luego en aceite a temperatura ambiente.

La martensita se forma durante el enfriamiento en aceite cuando la temperatura desciende por debajo del punto Ms. No se puede utilizar para mecanizar cualquier acero y la aplicabilidad se puede estimar a partir del diagrama T.T.T. de enfriamiento continuo.

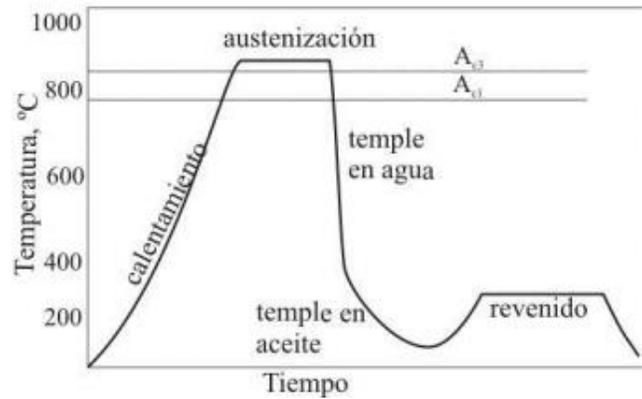


Figura 10 Curso de la temperatura en el temple ininterrumpido.

La figura 2.1.3.2 reproduce la curva de un temple ininterrumpido en un diagrama T.T.T. Se puede observar cómo se evita la formación de perlita mediante el enfriamiento inicial con agua, mientras que el enfriamiento final con aceite es suficiente para evitar la transformación en bainitas. Por estas razones, el temple intermitente es adecuado para aceros en los que el inicio de la formación de zona bainítica se desplaza hacia el lado derecho con respecto a la zona perlítica, como es el caso del acero templado al agua. Se forma la martensita tetragonal y la austenítica residual, que se puede estabilizar por un revenido a 200 ° C. Los elementos calientes no pueden transportar el agua que se adhiere al baño caliente en el primer enfriamiento. El temple intermitente se usa para piezas con formas complejas que son propensas a deformarse y agrietarse.

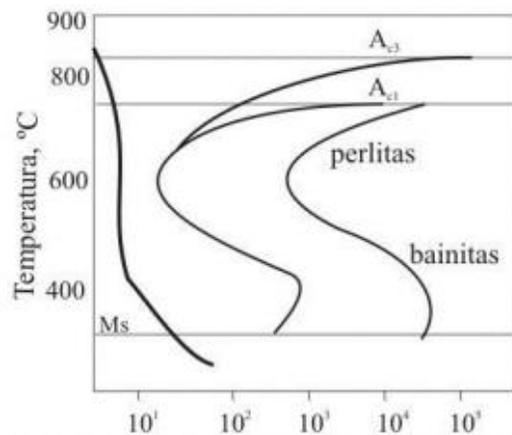


Figura 11 Aplicación del diagrama T.T.T al temple ininterrumpido.

NOTA: Un diagrama TTT (temperatura, tiempo, transformación) o curva S resume las posibles transformaciones de la austenita para cada acero, imprescindibles tanto para el diseño de tratamientos térmicos como para la interpretación de las microestructuras resultantes después de los mismos.

2.1.3.2 Temple en baños calientes.

Este es un tratamiento de temple mediante enfriamiento en un baño con una temperatura ligeramente más alta o baja del punto M_s ; las piezas se conservan hasta igualar sus temperaturas, luego se retiran para enfriar convenientemente a temperatura ambiente. La martensita se forma principalmente durante el enfriamiento final.

La figura 2.1.3.2 muestra el cambio de temperatura durante el enfriamiento en el baño caliente. El tratamiento se realiza a partir de la austenización, y los componentes se mantienen en el baño hasta que su temperatura se equilibra en todos sus puntos y no se produce ninguna variación. Las tensiones térmicas se alivian casi totalmente y no aparecen tensiones por transformación hasta este momento. La pieza continúa siendo austenítica al sacarla del baño (queda blanda y se puede enderezar), esto se puede comprobar por la falta de atracción del imán. A medida que continúa enfriándose por aire, desciende por debajo del punto de martensita y esta comienza a formarse, repentina y simultáneamente, en toda la pieza. Por estas razones, el templado en caliente provoca menos tensión y deformación que el templado convencional.

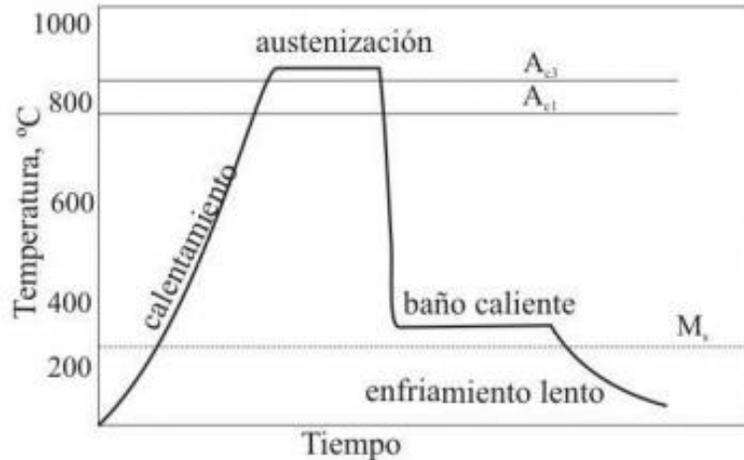


Figura 12 Curso de la temperatura en el martempleado.

La temperatura del baño depende de la composición del material. En general, se puede especificar para acero sin alear, la temperatura es de 180 a 220°C; para aleaciones medias, de 250 a 300°C, y para aceros rápidos, de 450 a 550°C, se puede inferir de sus gráficas isotérmicas.

La figura 13 muestra la curva de martempleado en el diagrama T.T.T. Se puede entender simplemente que el acero adecuado para martempleado debe tener una zona bainítica muy alejada, es decir, desplazada hacia la derecha. Como reaccionan rápidamente, la formación de bainita comenzará durante el mantenimiento prolongado a la temperatura del baño caliente. Estos aceros no son aptos para este tipo de tratamiento. El temple en baño caliente presenta frente al temple convencional, tiene como ventaja que debido al enfriamiento lento se evita la deformación y se reduce el riesgo de fisuración. Por ello, es aplicable a las piezas sujetas a este riesgo. Desgraciadamente, el éxito del tratamiento depende del espesor de la pieza a templar. Las secciones no deben exceder los 15 mm. para acero sin alear, de 40 mm. para aleaciones medias y para aleaciones altas, el temple de toda la pieza se puede conseguir cuando el espesor es superior a 40 mm. En el caso del acero de cementación, el temple en baño en caliente solo ocurre en la capa externa cementada.

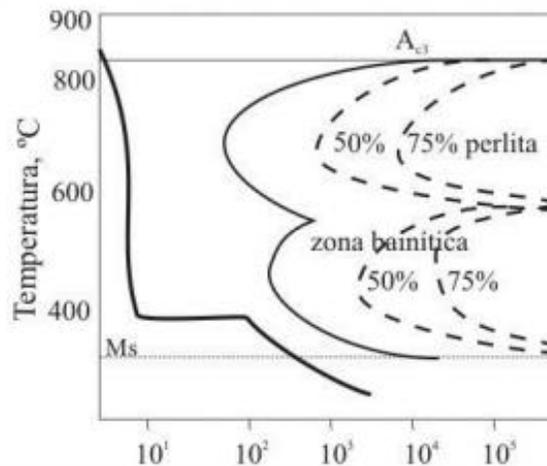


Figura 13 Aplicación del diagrama T.T.T al martempleado.

2.2 Revenido

Habitualmente, tras el enfriamiento se realiza un tratamiento conocido como recocido. Si el acero se temple correctamente, alcanzará su máxima dureza, que depende en gran medida del contenido de carbono, pero el acero en este caso es muy frágil y, por lo tanto, debe templarse a temperaturas que van desde los 150 °C hasta el punto de inflexión del acero. El recocido realizado entre 150 y 220 °C tiene poco efecto sobre la dureza, pero mejora la resistencia al eliminar parte del estrés creado durante el enfriamiento. Este temple se utiliza principalmente en aceros para herramientas que requieren alta dureza, en otros casos el temple se realiza entre 450 y 600 grados centígrados. En estos casos, el acero templado pierde parte de la dureza adquirida, pero aumenta la resistencia y la flexibilidad.

Los cambios de temperatura y tiempo de recocido afectan el resultado final en términos de dureza y resistencia del acero. Se supone que la extensión del tiempo de estabilización, como lo indica el punto de dureza, es similar al sobrecalentamiento, pero no estructuralmente, por lo que la temperatura y el tiempo de curado dependen del resultado. Se requiere esto último, (dureza, resistencia). En algunos casos es necesario realizar dos recocidos sucesivos, ya que durante el enfriamiento la transformación austenítica puede no ser completa, quedando algunas estructuras inalteradas (austenítica residual). Esta austenita puede transformarse durante el revenido, aumentando su temperatura o tiempo de

retención, o enfriando después del revenido, dando martensita o bainita. Puede ser necesario un segundo recocido para eliminar la fragilidad por estrés causada por el contraste en las diferentes etapas. Los aceros austeníticos residuales muy estables, como algunos aceros de alta velocidad, a veces requieren recocido tres veces.

El proceso de revenido involucra principalmente la precipitación y coalescencia de varios carburos de Fe y otros elementos aleantes. A temperatura de calentamiento, el Fe disuelve 50 veces más C que a temperatura ambiente. Durante el temple se alcanza en pocos segundos un tremendo potencial de sobresaturación de C en el Fe α . Las formas estables (o al menos metaestables) del C son los cristales de carburos, pero justo después del temple se encuentra en una disposición al azar proveniente de la solución sólida de austenita. La falta de difusión fuerza a esta condición. Sometido a temperatura, el C difunde adecuadamente para explicar el fenómeno de revenido como un crecimiento de partículas; con suficiente temperatura se forman partículas fácilmente reconocibles.

El uso del microscopio electrónico ha permitido la observación de partículas de carburos aun después de revenidos a temperatura muy baja (lo que no es observable con microscopio óptico). Una característica necesaria para incrementar el tamaño y disminuir el número de partículas dispersas, es mantener la temperatura constante por un intervalo prolongado, después de templar. Al incrementar la temperatura para un tiempo dado, la dureza de un acero al C se reduce de una manera definitiva

3. Principios de corrosión

3.1 Definición

La corrosión es el deterioro de un material por la acción de su entorno. Cuando la corrosión es el resultado de una reacción química, la velocidad a la que se produce dependerá en cierta medida de la temperatura y la concentración de los reactivos y productos. Otros factores, como la tensión mecánica y la corrosión, pueden contribuir al deterioro. La mayor parte de la corrosión de los materiales implica un ataque químico al metal, principalmente por un ataque electroquímico, ya que los

metales contienen electrones libres capaces de formar células electroquímicas en su interior.

Las reacciones electroquímicas requieren un electrolito conductor, cuyo soporte suele ser agua. Es por lo que a veces se la denomina "corrosión acuosa". Muchos metales se corroen de una forma u otra por la acción del agua y la atmósfera. Los metales también pueden corroerse mediante el ataque químico directo de soluciones químicas. Otra forma de descomposición de los metales que se produce a través de una reacción química con el medio ambiente se conoce como "corrosión seca", que a veces es una descomposición importante de los metales, especialmente cuando se acompaña de altas temperaturas. reacción de oxidación.

La reacción de oxidación en la que el metal formador de iones entra en la solución acuosa se denomina reacción anódica, y las áreas localizadas en la superficie del metal donde se produce la reacción de oxidación local se denomina ánodo.

En la reacción anódica se producen electrones que permanecen en el metal y los átomos del metal formando un catión. reacción de reducción. Una reacción de reducción en la que un metal o un no metal pierde su carga de valencia se denomina reacción catódica. Las áreas locales en las superficies metálicas donde los iones metálicos o no metálicos pierden su carga de valencia se denominan cátodo local. En la reacción catódica se pierden electrones.

3.2 Costos de corrosión metálica

La NACE, uno de los institutos de investigación líderes en el mundo que se ocupa de la corrosión y sus efectos, también ha publicado un informe sobre los costos causados por la corrosión en todo el mundo. Según los informes, eso es alrededor de \$2,5 billones, o el 3.4 % del PIB mundial. Los daños al medio ambiente y las amenazas a la seguridad humana no están incluidos en estos costos. NACE dice que un control de la corrosión más efectivo podría reducir los costos financieros asociados en un 15-35 % (\$375 mil millones a \$875 mil millones). Y ni hablar de la mejora en la seguridad de las personas y el impacto de los aspectos medioambientales que no están incluidos con estos números.

La corrosión no solo es un inconveniente antiestético, sino que también cuesta presupuestos de operación y mantenimiento. El costo total va más allá del costo de reemplazar accesorios o componentes vecinos aún más costosos, sino también el tiempo de inactividad del equipo. Cuando el equipo valioso no se utiliza por completo y los operadores calificados están inactivos, estas pérdidas aumentan. El tiempo de inactividad puede conducir a la pérdida de ingresos, reputación y clientes.

La corrosión puede ocurrir en cualquier momento y en casi cualquier entorno, ganando terreno rápidamente y consumiendo material. Esto no solo acorta la vida útil, sino que también aumenta la corrosión y dificulta el mantenimiento.

La corrosión puede afectar la integridad y el rendimiento de los materiales y componentes adyacentes, lo que requiere un mantenimiento más frecuente. También puede ser más difícil de mantener y reparar, ya que los componentes adyacentes tienden a "oxidarse". Una vez que se inicia la corrosión, es difícil detenerla y se propaga rápidamente a otros componentes adyacentes que podrían ser críticos y costosos. Cuando la corrosión infecta un sistema, puede afectar la estética general, erosionar la confianza en el equipo y causar un daño significativo a la reputación de la marca.

La corrosión se propaga e infecta rápidamente sistemas completos y puede dar lugar a costosas reclamaciones de garantía que podrían haberse evitado.

4. Naturaleza electroquímica de la corrosión acuosa

4.1 Reacciones electroquímicas

La electroquímica es la rama de la química que se ocupa de la relación entre las corrientes eléctricas y las reacciones químicas, la conversión de energía química en energía eléctrica y viceversa. En un sentido más amplio, la electroquímica es el estudio de las reacciones químicas que producen efectos eléctricos y fenómenos químicos causados por la acción de corrientes o voltajes eléctricos.

Por esta razón, el campo de la electroquímica se divide en dos grandes áreas. La primera es la electrólisis, que se refiere a una reacción química provocada por la acción de una corriente eléctrica. Otro apartado trata sobre las reacciones químicas

que producen corriente eléctrica, y este proceso se lleva a cabo en una pila o pila galvánica.

Cuando una reacción química es impulsada por una diferencia de potencial externa, se llama electrólisis. Por otro lado, cuando una reacción química resulta en una caída de potencial, esto se denomina “almacén de energía eléctrica”, también conocido como batería o celda galvánica.

Las reacciones químicas en las que se transfieren electrones entre moléculas se denominan reacciones redox, y su importancia en la electroquímica se debe a que es a través o como resultado de este tipo de reacciones que se lleva a cabo el proceso de producción de electricidad o en caso inverso son los producidos a consecuencia de ella.

En general, la electroquímica se encarga de estudiar las situaciones en las que se producen reacciones de oxidación y reducción, se encuentran separadas física o temporalmente en ambientes conectados a circuitos eléctricos. Este último es objeto de investigación en química analítica en un subcampo conocido como análisis potenciométrico. En estas reacciones, la energía liberada de las reacciones espontáneas puede convertirse en electricidad o usarse para iniciar reacciones químicas no espontáneas.

Ajuste de la ecuación redox

La reacción electroquímica se puede ajustar mediante el método ion-electrón. En este caso, la reacción general se divide en dos semirreacciones (una de oxidación y otra de reducción) se efectúa el ajuste de carga y elemento, agregando H^+ , OH^- , H_2O y/o electrones para compensar los cambios de oxidación. Antes de iniciar el balanceo, es necesario determinar en qué medio ocurrirá la reacción, ya que la reacción se desarrolla de manera especial en cada medio.

4.2 Tipos de corrosión

Existen muchos tipos diferentes de procesos de corrosión, caracterizados tanto por el tipo de material como por las condiciones ambientales que se presentan. Las formas comunes de clasificar los tipos de corrosión se dividen en cuatro categorías: corrosión general, corrosión localizada, corrosión con fenómenos físicos y otros tipos.

4.2.1 Corrosión general

La corrosión general, también llamada corrosión uniforme, ocurre uniformemente sobre la superficie de un material y lo destruye por completo. Este tipo de corrosión provoca la mayor pérdida de material, pero es relativamente fácil de predecir y controlar, por lo que los accidentes causados por ella son raros. Es especialmente frecuente en materiales de la industria de la construcción a base de hierros no aleados que contienen metales anticorrosivos como el níquel y el cromo. Las tasas de corrosión en estos casos están fuertemente influenciadas por la presencia de impurezas y diferentes fases en el material. Esto se debe a que inducen cambios en la energía potencial, forman electrodos de pequeña escala y promueven procesos de corrosión.

4.2.2 Corrosión localizada

La corrosión localizada presenta un mayor riesgo potencial en comparación con la corrosión uniforme. Esto se debe a que son difíciles de detectar y manifestar en ciertas áreas del material determinadas por el tipo de material, la geometría y las condiciones ambientales a las que esta se somete. Los procesos de corrosión localizada más comunes son los procesos galvánicos, de agrietamiento, picaduras, cavitación y microbiológicos.

4.2.2.1 Corrosión galvánica

La corrosión galvánica ocurre cuando existe una conexión física o eléctrica entre diferentes tipos de metales formando una celda electroquímica en presencia de un electrolito, y el material con menor potencial electroquímico se corroe (Revie, 2011). Un factor importante que considerar es la relación del área de las zonas de contacto

entre los materiales. Cuanto mayor sea la relación ánodo al cátodo, más rápido será el proceso de corrosión (Javaherdashti, 2008).

4.2.2.2 La corrosión por grietas

Ocurre en pequeñas cavidades o espacios formados por el contacto con una pieza de metal, o más comúnmente un elemento no metálico, que es igual o diferente a la primera. Las grietas en ambos metales también pueden convertirse en cavidades en la forma del objeto, depositando así soluciones que aceleran la corrosión de las piezas. En estos casos, estamos hablando de corrosión anódica estancada. Porque esta solución nunca dejará la grieta si no se elimina. Además, esta cavidad puede crearse de forma natural como resultado de interacciones iónicas entre las partes que componen la pieza.

4.2.2.3 Corrosión por picadura o pitting

Altamente localizadas, que ocurren en áreas de poca o nula corrosión general, los procesos anódicos producen pequeñas "picaduras" en el cuerpo afectado. Esto ocurre como un proceso de disolución anódica local, con pérdida de metal acelerada por la presencia de un ánodo pequeño y un cátodo mucho más grande.

4.2.2.4 Corrosión por Fricción o Fretting

Causada por movimientos relativamente pequeños (como vibraciones) de dos materiales en contacto (uno o ambos son metales). Este movimiento crea una serie de depresiones en la superficie del metal que quedan ocultas por los productos de la corrosión y solo se vuelven visibles cuando estas se retiran.

4.2.2.5 Corrosión por cavitación

La corrosión por cavitación ocurre en sistemas de transporte de líquidos compuestos por materiales pasivados donde los cambios de presión dentro del sistema crean un flujo turbulento y crean burbujas de aire que implosionan en los materiales del sistema y dañan el recubrimiento. La diferencia con la corrosión por picaduras es que la cavitación tiene un mayor tamaño. (Revie, 2011).

4.2.3 Corrosión selectiva

Esto es similar a lo que se conoce como corrosión en donde los desechos de zinc se corroen dejando una capa similar a la aleación original. En este caso es selectivo ya que solo trabaja sobre metales preciosos como plata-cobre y cobre-oro. Quizás la parte más perjudicial de este tipo de ataque es que la corrosión del metal afectado crea una capa sobre la corrosión por picaduras, haciendo que el metal corroído parezca que no lo está, y la fuerza mecánica rompe el metal.

4.2.4 Corrosión MIC

Corrosión en la que los organismos biológicos son la única causa de la falla o actúan como aceleradores de los procesos de corrosión local. La corrosión MIC generalmente ocurre en medios acuosos en los que los metales están sumergidos o suspendidos. Así que es un tipo común de corrosión. Los organismos presentes en el agua actúan sobre las superficies metálicas, acelerando el transporte de oxígeno a las superficies metálicas y acelerando o produciendo de otro modo los procesos de corrosión

5. Técnicas electroquímicas para la evaluación de la corrosión

Como se mencionó anteriormente, la corrosión se puede clasificar según su grado. De manera similar, se produce una corrosión uniforme en toda la superficie del metal. Sin embargo, la corrosión localizada ocurre en pequeños puntos muy localizados (con dimensiones que van desde menos de 1 μm hasta varios centímetros) en superficies metálicas y se caracteriza por una penetración rápida y profunda. La tasa de corrosión local es varios órdenes de magnitud más alta que la tasa de corrosión global cuando se normaliza por el área realmente erosionada.

Tanto la corrosión generalizada como la localizada pueden evaluarse electroquímicamente mediante curvas de polarización lineal y potenciodinámica y espectroscopia de impedancia electroquímica. Además, las técnicas de ruido electroquímico se usan comúnmente para la corrosión localizada de materiales pasivables.

5.1 Polarización potenciodinámica

Cuanto más amplio sea el rango de potenciales de polarización, mayor será la cantidad de información que se puede obtener de las mediciones de corrosión electroquímica. La técnica de polarización potenciodinámica proporciona información sobre la tasa de corrosión y la tendencia a la pasivación del electrodo de trabajo. Esta técnica electroquímica proporciona información que no está disponible con la polarización lineal o la extrapolación de Tafel. Además, esta técnica permite realizar estudios de corrosión homogéneos y localizados.

El rango potencial de esta técnica es amplio, comenzando en la zona catódica a -250 mV, pasando por E_{corr} , y terminando en la zona anódica a aproximadamente 1600 mV. Las curvas de polarización potenciodinámica tienen una curva de polarización catódica, similar a la curva de polarización catódica en los diagramas de Tafel, y una curva de polarización anódica, pero abarcan un rango potencial más amplio y, a menudo, son mucho más grandes que la curva de polarización anódica en los diagramas de Tafel.

Comportamiento activo

Este comportamiento es común cuando los metales experimentan una corrosión visible después de una exposición breve a los electrolitos. La corrosión visible suele ser una capa porosa de óxido o hidróxido que se adhiere mal al metal y no proporciona una protección adecuada contra la corrosión. En general, la corrosión homogénea y la corrosión por picaduras ocurren simultáneamente cuando los metales exhiben un comportamiento activo.

Comportamiento pasivo

La acción pasiva se produce cuando se forma una fina película protectora (pasiva) sobre una superficie metálica. Cuando se forma una película pasiva sobre la superficie del metal, no se produce corrosión o la velocidad de corrosión es tan lenta que la vida útil del metal no se reduce significativamente. Se desconoce la estructura exacta de la película pasiva, al igual que el mecanismo de reacción de la formación de la película

5.2 Espectroscopia de impedancia electroquímica

La espectroscopia de impedancia electroquímica (EIS) es una técnica relativamente nueva que se utilizó en la década de 1970. Su existencia se debe a la aparición de circuitos electrónicos lo suficientemente rápidos y sensibles para generar y analizar señales de frecuencia y fase variables. Es una técnica no destructiva que es particularmente sensible a pequeños cambios en el sistema y puede caracterizar materiales y sistemas electroquímicos incluso en medios poco conductores (cuando se trabaja en condiciones de equilibrio).

Esta técnica consiste en aplicar una perturbación de potencial sinusoidal de frecuencia variable al material en estudio y registrar la respuesta de la corriente en una celda electroquímica. La impedancia se define como la relación entre el potencial aplicado y la intensidad medida en la salida. En muchos materiales y sistemas electroquímicos, la impedancia varía con la frecuencia del potencial aplicado de una manera relacionada con las propiedades de esos materiales. Esto se debe a la estructura física del material, los procesos electroquímicos que ocurren o una combinación de ambos. Por lo tanto, al realizar mediciones de impedancia en el rango de frecuencia apropiado y graficar los resultados en los ejes de acuerdo con los datos obtenidos, los resultados pueden relacionarse con las propiedades físicas y químicas de los materiales y los sistemas electroquímicos. Las mediciones de cambio de fase y amplitud de la respuesta proporcionan la impedancia de transferencia electroquímica del material en estudio.

Hay dos formas de graficar los resultados de impedancia obtenidos de la prueba EIS:

- 1) Diagrama de Nyquist, donde se representa la parte imaginaria multiplicada por -1 ($-Z''$), frente a la parte real (Z'). Este es el sistema de representación más utilizado y la información que se extrae de él se basa en forma de espectros.
- 2) Diagramas de Bode, donde se representan el logaritmo del módulo de la impedancia ($\log|Z|$) y el desfase (ϕ) en función del logaritmo de la frecuencia ($\log\omega$). La información obtenida a partir de este tipo de

representación está destinada principalmente al comportamiento en función de la frecuencia

Hay varias técnicas disponibles para obtener el espectro de impedancia. El método más preciso para medir la impedancia es el método de correlación sinusoidal, que mide una frecuencia a la vez y construye un espectro barriendo las frecuencias de la señal aplicada. La señal de medida se multiplica por las ondas seno y coseno de referencia obtenidas del generador e integradas sobre el número total de ciclos. Esta forma de trabajar reduce significativamente el ruido aleatorio y la respuesta armónica. Los barridos de medición automatizados se pueden generar fácilmente utilizando el controlador de microprocesador.

Para interpretar el espectro de impedancia, se debe elegir un modelo eléctrico apropiado que se ajuste a los datos experimentales. Las mediciones tomadas brindan información sobre la resistencia de la solución, la resistencia de polarización y la capacitancia de la bicapa de Helmholtz. Las resistencias de la solución se obtienen a altas frecuencias y los datos recopilados a bajas frecuencias brindan información sobre la cinética de la reacción. Dependiendo del modelo propuesto y de cómo fue propuesto, podemos obtener información sobre sus parámetros característicos.

CAPÍTULO 2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

1 Fabricación de material

Se fabricaron dos aceros de ultra alta resistencia (AUAR) en un horno de inducción en vacío, con la finalidad de evitar la contaminación por óxidos (Figura 14). Ambos aceros se realizaron con una composición similar variando principalmente la proporción del Mo y el V.



Figura 14. Horno de inducción al vacío

El material fundido fue vaciado en un molde con medidas internas de 12.5x10x4 cm para obtener un lingote con las mismas medidas (Figura 15).

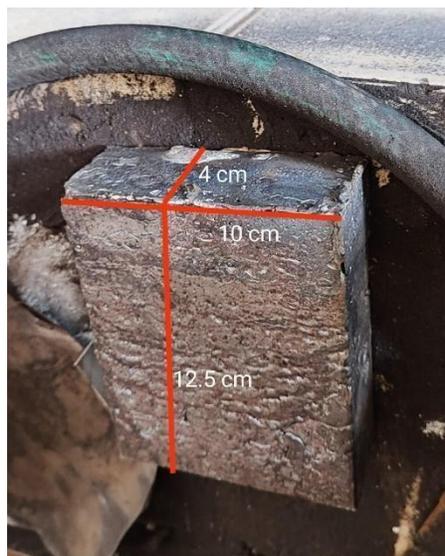


Figura 15 Medidas de lingote de material

Posteriormente al lingote se calentó en un horno de inducción a 1200 °C (temperatura por encima de la temperatura de no recristalización T_{nr}) para realizar el laminado en caliente y de esta manera obtener un grano refinado (Figura 16)



Figura 16 Temperatura de horno de inducción para laminado

A continuación, se procedió a laminar el lingote en caliente en múltiples pasadas (12) sin recalentamiento hasta obtener una placa de 1.2 cm de espesor (con un porcentaje de reducción del 41.6%), para finalmente dejar enfriar a temperatura ambiente. (Figura 17)



Figura 17 Laminado de lingote

2. Preparación de las muestras y las soluciones para los ensayos de corrosión

Para la preparación de las muestras se inició cortando el material asignado en muestras cuadradas de 1 cm x 1 cm, posterior a esto se determinó cual era la mejor cara de la pieza para poder trabajar con esta. Se cortó un tubo de PVC de una pulgada cada 5 cm para poder realizar nuestros recipientes que se utilizaron para el vacío de resina (Figura 14), se marcó cada uno de estos con la variante de material que iban a contener.



Figura 18 Fabricación de recipientes para encapsular.

Sobre una base lisa se colocó una capa delgada de vaselina para evitar que la resina se quede pegada y así facilitar su desmoldeo cuando esta haya secado, se colocaron los recipientes sobre la base y alrededor de estos se colocó plastilina para evitar que estos se muevan (Figura 15).



Figura 19 Colocación de plastilina alrededor del recipiente para sellar y evitar fugas de resina.

Para la preparación de la probeta se vertió 100 ml de resina cristal en un recipiente junto con 3 gotas de catalizador y se empezó a mezclar lenta y uniformemente hasta eliminar las burbujas por completo y que estas no afectarán a la probeta, una vez teniendo la mezcla lista se comenzó a verter sobre nuestros recipientes hasta el tope (Figura 16) y se dejó reposar en un lugar libre de polvo hasta que este estuviese listo; tardó aproximadamente 24 horas.



Figura 20 Posicionamiento de muestras dentro de recipientes y colocación de resina

Se retiraron cuidadosamente las probetas de sus recipientes y se identificó cada una de ellas dependiendo de su composición y tratamiento con ayuda de cinta masking. Teniendo así todas las muestras encapsuladas en resina cristal (Figura 16) y así poder continuar con las pruebas correspondientes.

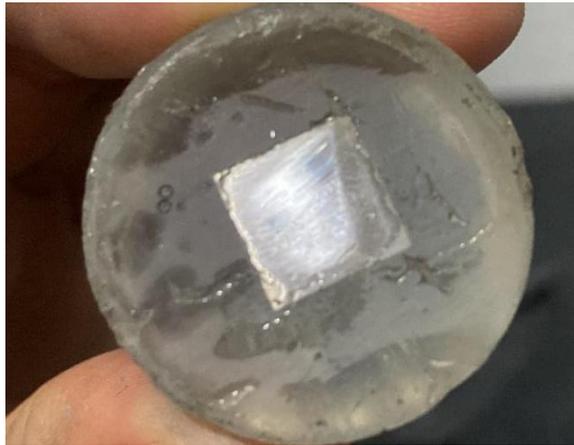


Figura 21 Muestra encapsulada con resina cristal

Se comenzó a lijar la cara de la muestra encapsulada con la íbamos a trabajar desde lija 120 hasta 600 obteniendo así una superficie plana, libre de resina en el área de la pieza y de esta manera el acero haría contacto directo con la solución de pH 12.

Posterior a esto se realizó un agujero en la parte superior de la muestra con ayuda de un taladro y se introdujo un tornillo del mismo diámetro hasta que este hiciera contacto con la pieza de esta manera tenemos una superficie de contacto con la que vamos a poder realizar nuestras pruebas, para comprobar que esta sea efectiva con ayuda de un multímetro se midió continuidad entre la superficie de la pieza y el tornillo que introdujimos.

Para la preparación de la solución se utilizó agua destilada e hidróxido de sodio (NaOH), se realizaron cálculos para saber qué cantidad de hidróxido de sodio se iba a utilizar y se concluyó que serían 5.21 gr para 2 litros de agua (Figura 17) y de esta manera se obtuvo el pH deseado

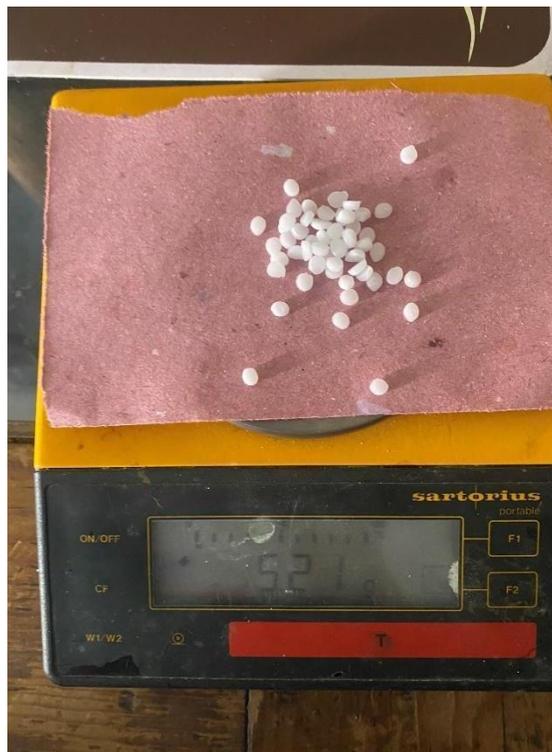


Figura 22 Pesaje de hidróxido de sodio (NaOH)

Con ayuda de tiras de papel indicadoras de pH (Figura 18) pudimos verificar que este estuviese correcto sumergiendo una de ellas en la solución y comparando los valores que arrojaba con la tabla de valores que traía la caja de tiras.



Figura 23 Verificación de pH correcto

Con ayuda del software Gill AC serial no 1656 (Figura 24) se realizaron las pruebas de polarización potenciodinámica delimitando esta a los siguientes valores: de -300 a 800 mv y para impedancia electroquímica se trabajó en un rango de .1 a 10,000 Hz.



Figura 24 A) Software Gill AC serial No.1656 B) Potenciostato Gill

Se procedió a colocar 100 ml de la solución en un vaso de precipitado, con ayuda de un pedazo de unicel se elaboró la base donde se colocó el electrodo auxiliar, el de trabajo y el de referencia (Figura 25).

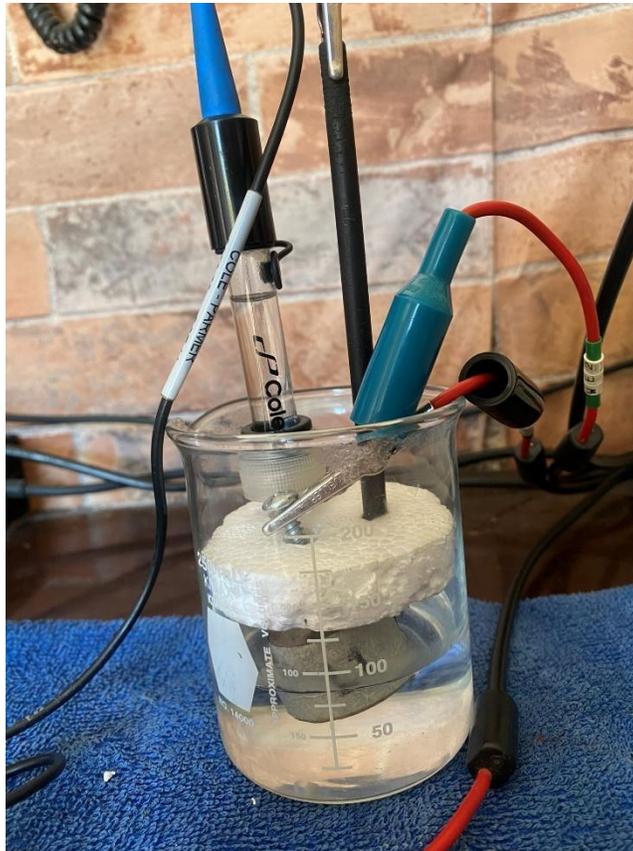


Figura 25 Conexión de muestra para pruebas de polarización potenciodinámica y de espectroscopia de impedancia química

2. Desarrollo de las pruebas de corrosión utilizando la técnica de polarización potenciodinámica

Para el desarrollo de las pruebas usando la técnica de polarización potenciodinámica se situó el potencióstato, la probeta y el equipo con el que observamos el comportamiento del material en una superficie plana y que no tuviera movimiento, esto para evitar variaciones no deseadas dentro de nuestro estudio. Se realizaron dos pruebas por cada probeta, primero instantáneas con valores de entre -300 mV a 800 mV.

Al término se procedió a realizar unas pruebas en el tiempo con los mismos valores que las instantáneas, estas fueron de 24 horas con intervalo de 4 horas para poder examinar el comportamiento de las aleaciones de AUAR en una solución alcalina de pH 12.

3. Desarrollo de las pruebas de corrosión utilizando la técnica de espectroscopia de impedancia química.

El desarrollo de la impedancia química se realizó de la misma manera que las de polarización potenciodinámica, en primera instancia se ejecutaron primero las 2 pruebas rápidas con un rango de 0.1 a 10,000 Hz. Posterior a esto se realizaron las pruebas en el tiempo con una duración de 24 horas con intervalos de 4 horas para poder observar el comportamiento de nuestro material con el paso de las horas y así poder también graficar dicho comportamiento y detectar la tendencia que este tenía.

CAPÍTULO 3. RESULTADOS

1. Micrografías de los aceros con sus diferentes tratamientos térmicos

La figura 25 muestra la micrografía del acero L1 en su condición de llegada obtenida en el microscopio electrónico de barrido (SEM por sus siglas en inglés). Se observa una morfología predominantemente martensítica, muy posiblemente debida al alto contenido de molibdeno y al tratamiento termomecánico de laminado en caliente [1], con presencia de austenita retenida de granos alargados producto de la laminación, la martensita presente se encuentra en forma de listón y pequeñas cantidades de austenita retenida con granos orientados aleatoriamente en diferentes ángulos, lo que resulta en una amplia gama de límites de grano.

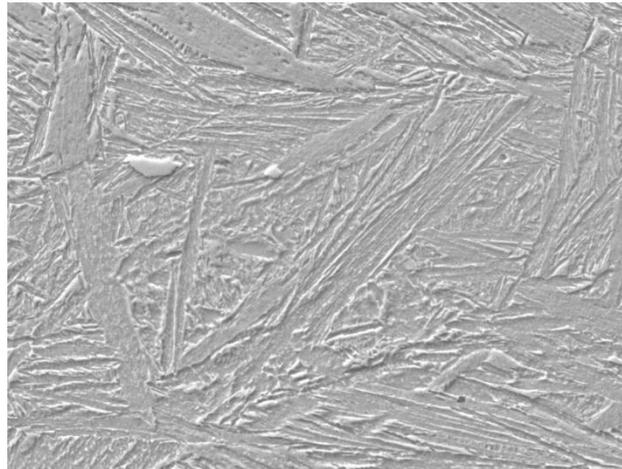


Figura 25 L1 LLEGADA

La figura 26 muestra la micrografía del acero L1 en su condición templada obtenida en el microscopio electrónico de barrido SEM, donde se observa que la microestructura permaneció principalmente con una morfología martensítica, pero reduciendo el contenido de austenita retenida en comparación al acero de llegada. Para la condición con revenido (figura 27) se presenta relevación de esfuerzos internos causados por el proceso de templado, lo que aumenta la ductilidad con respecto a la condición de templado.

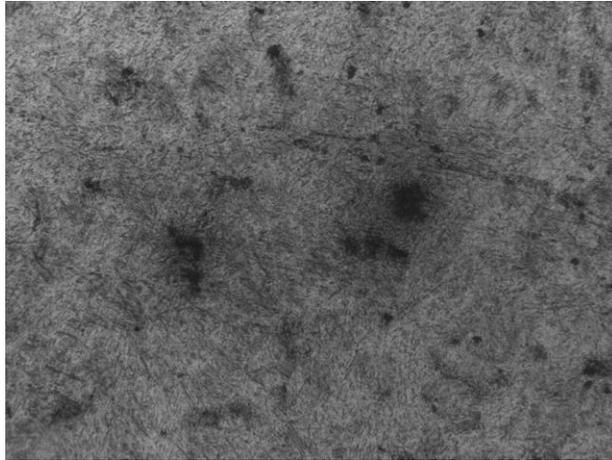


Figura 26 L1 TEMPLADO

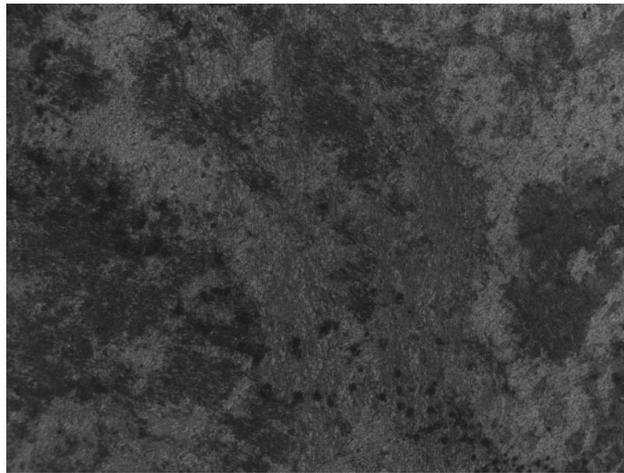


Figura 27 L1 REVENIDO

En la figura 28 se puede observar al acero L2 en su condición de llegada el cual presenta una microestructura predominantemente martensítica con granos en forma de listón, pero con menor espesor que los presentados en el acero L1 en condición de llegada. De igual manera se observa la presencia de austenita retenida alargada a causa del proceso de laminación.

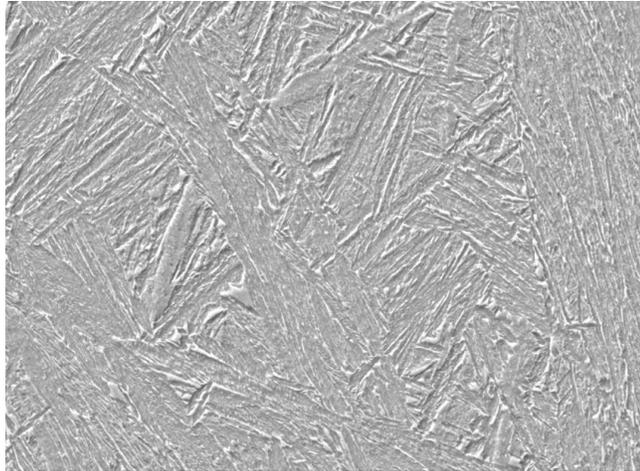


Figura 28 L2 LLEGADA

El acero L2 en su condición de temple (figura 29) y el acero en condición de revenido (figura 30) presentan una morfología igualmente martensítica con menor presencia de austenita retenida a diferencia del acero de llegada. En la condición de revenido se generó la relevación de esfuerzos internos para aumentar la ductilidad del material.

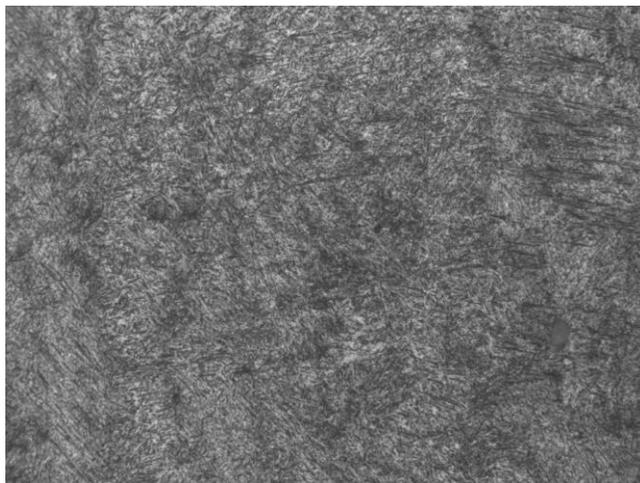


Figura 29 L2 TEMPLADO

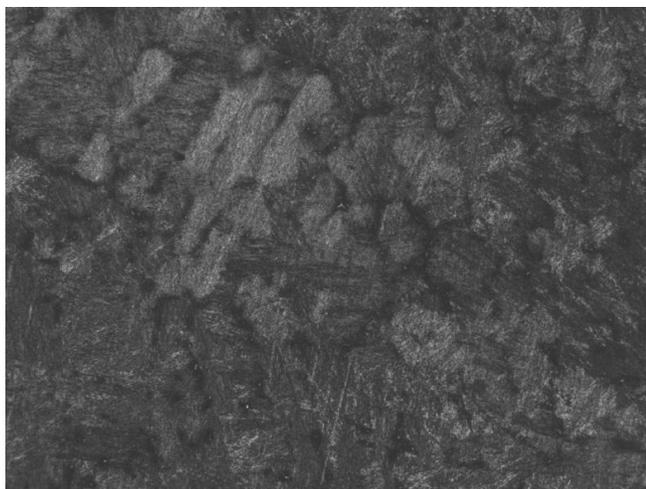


Figura 30 L2 REVENIDO

2. Ensayos de corrosión de polarización potenciodinámica

En esta sección se presentan los resultados de los ensayos de polarización potenciodinámica para el análisis de la corrosión en los dos aceros en todas las condiciones de trabajo (L1 y L2 con y sin tratamiento térmico). En la tabla 2 se resumen los resultados obtenidos de las pruebas realizadas en hidróxido de sodio (NaOH) de los aceros AUAR, en donde se puede observar que el valor de I_{corr} correspondiente al acero L1 de llegada es el de menor valor, por consiguiente, presenta un menor intercambio iónico, lo que da como resultado una menor susceptibilidad a la corrosión que las demás condiciones.

Tabla 2 Valores de I_{corr} y E_{corr} en pruebas instantáneas de ambos aceros con sus diferentes tratamientos

| | I_{CORR} (mA/cm ²) | E_{CORR} (mV) |
|-------------|----------------------------------|-----------------|
| L1 LLEGADA | 2.82E ⁻⁰⁵ | -452.03 |
| L1 TEMPLADO | 8.82E ⁻⁰⁴ | -515.24 |
| L1 REVENIDO | 4.41E ⁻⁰⁴ | -459.33 |
| L2 LLEGADA | 4.17E ⁻⁰⁴ | -399.81 |
| L2 TEMPLADO | 1.27E ⁻⁰³ | -448.71 |
| L2 REVENIDO | 6.93E ⁻⁰⁴ | -448.71 |

En la figura 23 se presentan las curvas de polarización potenciodinámica correspondientes a las condiciones de llegada, temple y revenido para ambos aceros (L1 y L2) en donde se observa un cambio en el comportamiento a la polarización. Para el acero L1 (figura 23 A) en su condición de llegada se observa un comportamiento lineal en su pendiente anódica correspondiente a disolución anódica, dominada principalmente por el fenómeno de transporte de carga. Por otra parte, en los tratamientos de temple y revenido se observa un cambio notable en la pendiente anódica, en donde esta se desplaza hacia valores mayores que la condición de llegada, lo que indica un aumento en el intercambio iónico, dando como resultado una mayor tendencia a la corrosión. En ambos casos se presenta una tendencia inicial de disolución anódica a bajos potenciales de polarización, pero conforme aumenta (alrededor de 0 mV en ambas condiciones) se observa una región de pasivación, y para la condición de revenido se presenta ruptura de la capa pasiva por arriba de 400 mV, lo que ocasiona picadura. La región pasiva continúa hasta alrededor de 600 mV en donde comienza de nuevo la disolución anódica.

En la figura 23 B) se presenta el acero L2, el cual a diferencia del acero L1 se observan regiones de pasivación en las tres condiciones (llegada, templado y revenido), el cual comienza con una región de disolución anódica para, a mayores potenciales generar una región de pasivación. En las condiciones de llegada y revenido se observa ruptura de la capa pasiva para posteriormente volver a pasivar el metal, lo que da indicios de inicio de picadura. En las tres condiciones en un potencial de aproximadamente 700 mV se observa de nuevo el comportamiento de la disolución anódica del material.

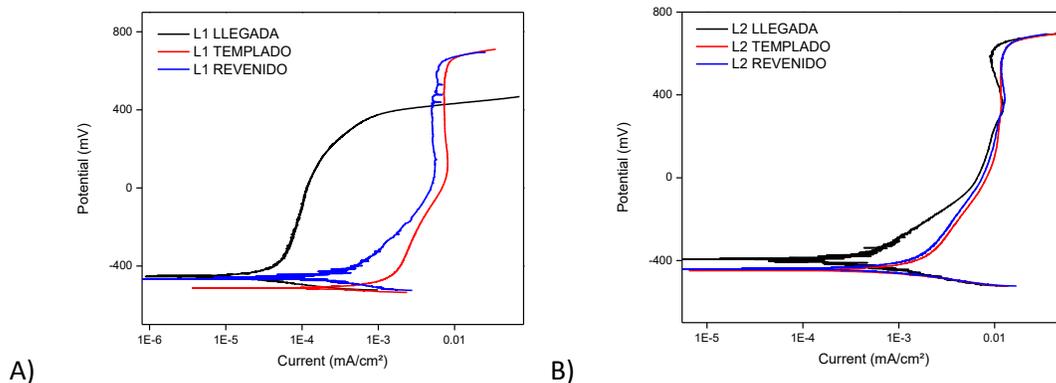


Figura 23 Curvas de polarización en probeta base en pruebas instantáneas A) L1 B) L2 del AUAR con sus diferentes tratamientos.

En la tabla 3 se observa los valores de I_{corr} y E_{corr} obtenidos de las pruebas de polarización potenciodinámica para el acero L1 en su condición de templado en diferentes tiempos de estadía en el medio corrosivo. Se puede observar que los valores de E_{corr} permanecieron similares en un rango de los -595 mV a los -480 mV, con una variación de 115 mV. Por otra parte, los valores de I_{corr} se encontraron todos entre $2.1E-04 \text{ mA/cm}^2$ y $9.01E-04 \text{ mA/cm}^2$.

Tabla 3 Valores de i_{corr} y e_{corr} en pruebas de tiempo de L1 templado

| | ICORR | ECORR |
|-------------|----------|------------|
| Instantánea | 9.01E-04 | -517.03944 |
| 4 hrs. | 3.12E-04 | -495.15549 |
| 8 hrs. | 2.10E-04 | -494.36697 |
| 12 hrs. | 5.75E-04 | -490.7945 |
| 16 hrs. | 4.75E-04 | -480.68662 |
| 20 hrs. | 5.59E-04 | -481.81422 |

La figura 24 presenta las gráficas de polarización potenciodinámica para el acero L1 en su condición de templado con diferentes tiempos de estadía en el medio corrosivo, en donde se observa una disminución del I_{corr} con respecto del acero medido de forma instantánea. La curva de polarización correspondiente a la

medición instantánea presenta un comportamiento inicial de disolución anódica hasta valores cercanos al 0.01 mA/cm^2 , en donde comienza a presentar pasivación hasta la ruptura de la capa pasiva, a partir de donde vuelve a generarse la disolución anódica. Por el contrario, las otras curvas pertenecientes a las demás condiciones de mayor tiempo de permanencia presentan una menor pasivación debido al desprendimiento de la capa pasiva, esto debido al menor intercambio iónico entre el metal y el medio corrosivo.

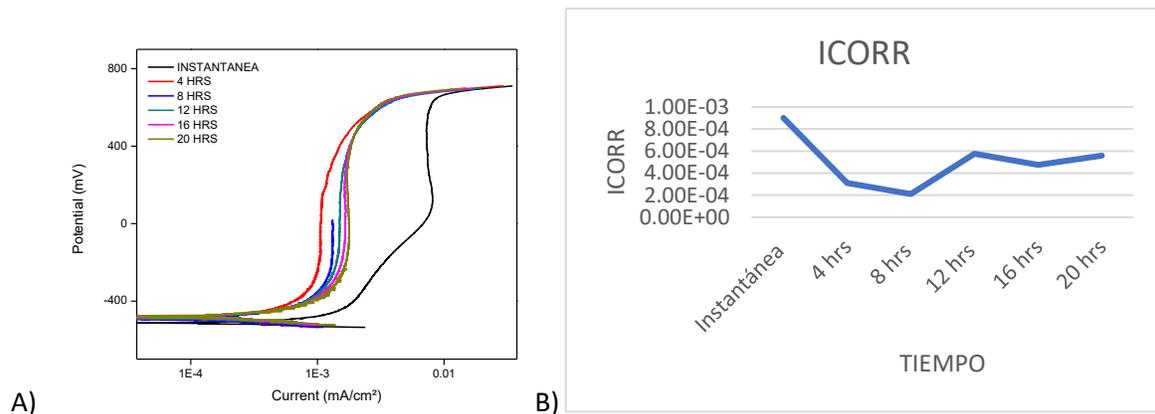


Figura 24 A) Curva de polarización de L1 templado en el tiempo graficando cada 4 horas por 24 horas B) Gráfica de comportamiento de icorr de L1 templado en el tiempo

En la tabla 4 se presentan los valores correspondientes a I_{corr} y E_{corr} del acero L1 en condición de revenido en los diferentes tiempos de permanencia en el medio corrosivo. Los tiempos de permanencia, como se puede observar, no tuvieron mayor relevancia en los valores obtenidos para E_{corr} , pero por el contrario para I_{corr} sí presentaron diferencias con respecto a la condición de medición instantánea. E_{corr} se encontró para todos los tiempos muy cercana entre valores de -493 mV y -462 mV , mientras que para I_{corr} se encontraron entre $1.69\text{E-}04 \text{ mA/cm}^2$ y $4.39\text{E-}04 \text{ mA/cm}^2$.

Tabla 4 Valores de icorr y ecorr en pruebas de tiempo de L1 revenido.

| | ICORR | ECORR |
|-------------|----------|------------|
| Instantánea | 2.71E-04 | -462.56553 |
| 4 hrs. | 1.69E-04 | -479.64503 |
| 8 hrs. | 3.83E-04 | -493.57406 |
| 12 hrs. | 4.39E-04 | -491.25258 |
| 16 hrs. | 3.78E-04 | -487.08113 |
| 20 hrs. | 4.20E-04 | -482.69281 |
| 24 hrs. | 3.23E-04 | -487.64917 |

La figura 25 presenta las curvas de polarización correspondientes al acero L1 en su condición de revenido en los diferentes tiempos de permanencia en el medio corrosivo. Se observa que la curva correspondiente a la medición instantánea presenta un comportamiento inicial de disolución anódica para posteriormente a mayor sobrepotencial presentar formación de la capa pasiva, en esta zona pasiva a mayores sobrepotenciales se presentan diferentes regiones a lo largo de la curva en donde se aprecia ruptura de la capa pasiva, lo que podría generar presencia de corrosión por picadura. Para las condiciones de estadía en el medio se observa corrimiento de la curva hacia valores de corriente menores, indicativo de un menor intercambio iónico, lo que en este caso particular disminuye la formación de la capa pasiva en la superficie del acero, aunado a esto, la severidad de las picaduras se aprecia menor.

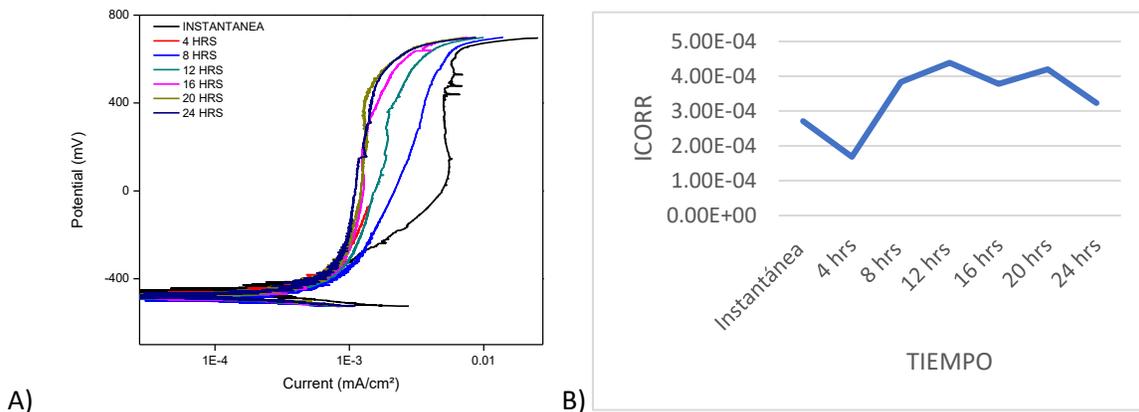


Figura 25 A) Curva de polarización de L1 revenido en el tiempo graficando cada 4 horas por 24 horas B) Gráfica de comportamiento de icorr de L1 revenido en el tiempo

La tabla 5 presenta los valores de Icorr y Ecorr que se obtuvieron de la prueba de polarización potenciodinámica para el acero L2 en su condición de llegada con diferentes tiempos de estadía en el medio corrosivo. Se observa que los valores de Ecorr se mantuvieron en un rango similar de entre -477 mV A -394 mV mientras que los valores de Icorr oscilaron entre valores de 2.63E-04 mA/cm² a 4.64E-04 mA/cm².

Tabla 5 Valores de icorr y ecorr en pruebas de tiempo de L2 de llegada.

| | ICORR | ECORR |
|-------------|----------|------------|
| Instantánea | 4.64E-04 | -394.02011 |
| 4 hrs. | 2.35E-04 | -459.76972 |
| 8 hrs. | 2.63E-04 | -469.28379 |
| 12 hrs. | 3.28E-04 | -477.73374 |
| 16 hrs. | 3.87E-04 | -476.67159 |
| 20 hrs. | 3.12E-04 | -468.44219 |
| 24 hrs. | 2.68E-04 | -465.80764 |

La figura 26 presenta las curvas de polarización correspondientes al acero L2 en su condición de llegada en los diferentes tiempos de permanencia en el medio corrosivo. Se observó una reducción en Icorr para el acero en comparación con la

medición instantánea. La curva de polarización correspondiente a la medición instantánea muestra el comportamiento inicial de disolución del ánodo hasta que comienza a mostrar pasivación cuando el valor es cercano a $0,01 \text{ mA/cm}^2$ hasta que se rompe la capa de pasivación y tiende a verse un comportamiento catódico hasta que se produce nuevamente la disolución del ánodo. En cambio, otras curvas pertenecientes a otras condiciones con tiempos de residencia más largos muestran una menor pasivación debido al desprendimiento de la capa de pasivación debido al menor intercambio iónico entre el metal y el ambiente corrosivo.

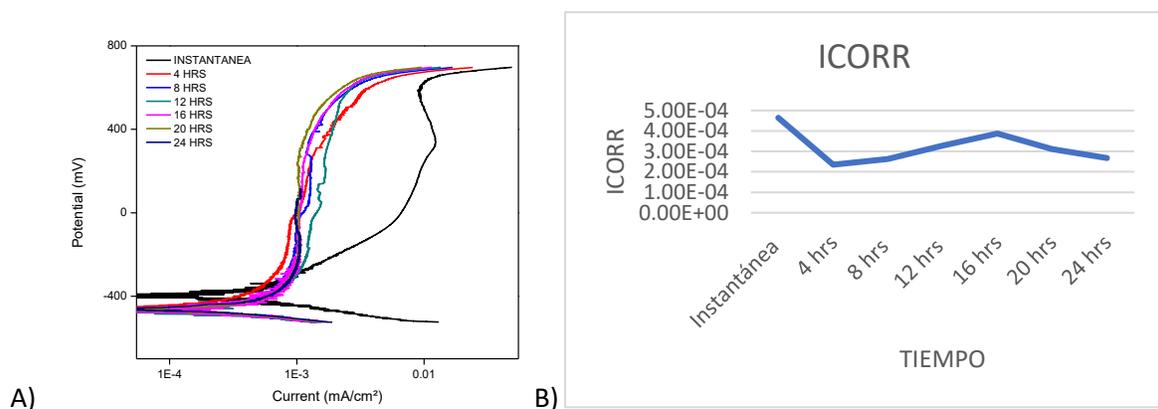


Figura 26 A) Curva de polarización de L2 de llegada en el tiempo graficando cada 4 horas por 24 horas B) Gráfica de comportamiento de icorr de L2 de llegada en el tiempo

En la Tabla 6 se muestran los valores de I_{corr} y E_{corr} correspondientes a diferentes tiempos de residencia del acero L2 en su condición templada en un ambiente corrosivo. Se puede observar que el tiempo de residencia no tiene mayor correlación con los valores de E_{corr} obtenidos, pero a diferencia de I_{corr} , difieren con respecto a las condiciones de medición instantánea. El valor de E_{corr} es similar en todo el tiempo entre -470 mV y -446 mV , mientras que el valor de I_{corr} está entre $1.27 \text{ E-}02$ y $5.54 \text{ E-}04 \text{ mA/cm}^2$.

Tabla 6 Valores de icorr y ecorr en pruebas de tiempo de L2 templado.

| | ICORR | ECORR |
|-------------|-----------|------------|
| Instantánea | 0.0012784 | -450.43686 |
| 4 hrs. | 5.54E-04 | -470.01311 |
| 8 hrs. | 3.63E-04 | -464.14246 |
| 12 hrs. | 4.92E-04 | -458.84461 |
| 16 hrs. | 4.98E-04 | -463.10646 |
| 20 hrs. | 3.91E-04 | -456.13695 |
| 24 hrs. | 3.88E-04 | -446.00508 |

En la figura 27 se presentan las curvas de polarización correspondientes al acero L2 en su condición templada en los diferentes tiempos de permanencia en el medio corrosivo. Se observó una reducción drástica de I_{corr} en comparación con la medición instantánea. En la curva de polarización de 4 horas se alcanza a observar que a mayor sobrepotencial se presenta la formación de la capa pasiva, en esta zona pasiva a mayores sobrepotenciales se presentan diferentes regiones a lo largo de la curva en donde se aprecia ruptura de la capa pasiva, lo que podría generar presencia de corrosión por picadura.

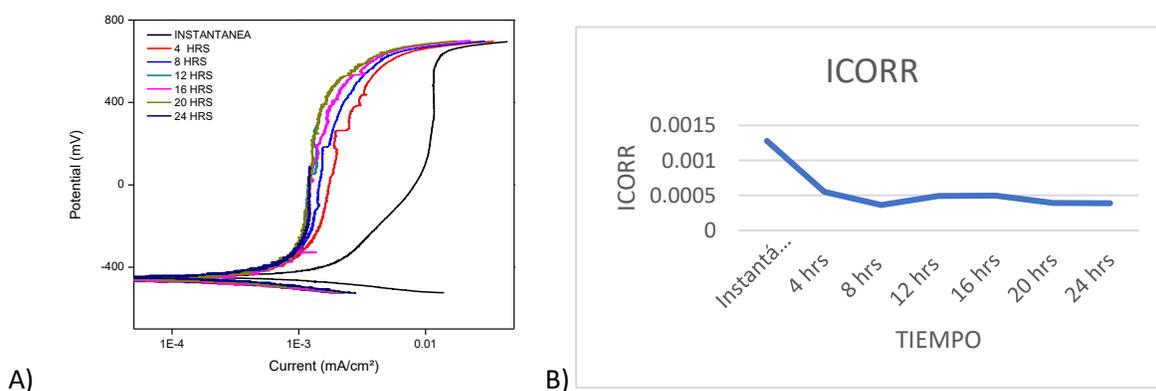


Figura 27 A) Curva de polarización de L2 templado en el tiempo graficando cada 4 horas por 24 horas B) Gráfica de comportamiento de icorr de L2 templado en el tiempo

En la Tabla 7 se muestran los valores de I_{corr} y E_{corr} obtenidos en el ensayo de polarización potenciodinámica del acero L2 en su condición de revenido con diferentes tiempos de residencia en ambiente corrosivo. Se puede observar que el valor de E_{corr} permanece constante de -488 mV a -444 mV, un cambio de 44 mV. Por otro lado, todos los valores de I_{corr} se encontraron entre $4.58E-04$ y $8.80E-04$.

Tabla 7 Valores de i_{corr} y e_{corr} en pruebas de tiempo de L2 revenido.

| | ICORR | ECORR |
|-------------|----------|------------|
| Instantánea | 8.80E-04 | -444.75687 |
| 4 hrs. | 5.38E-04 | -486.30284 |
| 8 hrs. | 5.42E-04 | -488.7988 |
| 12 hrs. | 4.82E-04 | -483.56455 |
| 16 hrs. | 5.34E-04 | -479.06649 |
| 20 hrs. | 6.44E-04 | -474.43766 |
| 24 hrs. | 4.58E-04 | -471.78579 |

La figura 28 presenta las gráficas de polarización potenciodinámica para el acero L2 en su condición de revenido con diferentes tiempos de estadía en el medio corrosivo, en donde disminuye el I_{corr} con respecto del acero medido de forma instantánea. La curva de polarización correspondiente a la medición instantánea presenta un comportamiento inicial de disolución anódica hasta valores cercanos al $0.01\text{mA}/\text{cm}^2$, en donde comienza a presentar una pequeña pasivación hasta la ruptura de la capa pasiva, a partir de donde vuelve a generarse la disolución anódica.

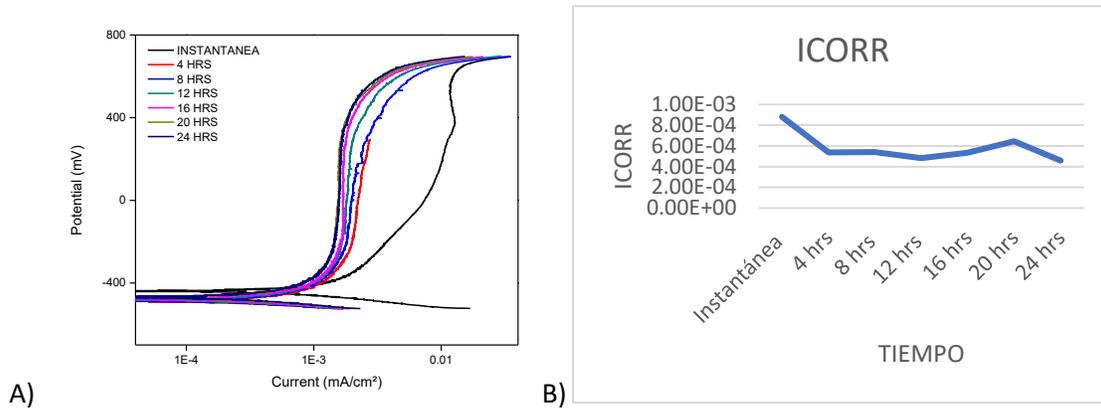


Figura 28 A) Curva de polarización de L2 revenido en el tiempo graficando cada 4 horas por 24 horas B) Gráfica de comportamiento de icorr de L2 revenido en el tiempo

2. Ensayos de corrosión de espectroscopia de impedancia electroquímica

En la figura 29A se aprecia el diagrama de Nyquist para el acero L1 con sus diferentes tratamientos donde podemos observar que tanto en la condición de llegada como en su condición revenido el principal proceso de corrosión es por transferencia de carga hacia la solución lo contrario al de condición templada que tiende a una difusión de especies. Por lo contrario en la figura 29B se observa que el que tiene tendencia a formar un semicírculo y tener proceso de corrosión por transferencia de carga es la condición de templado.

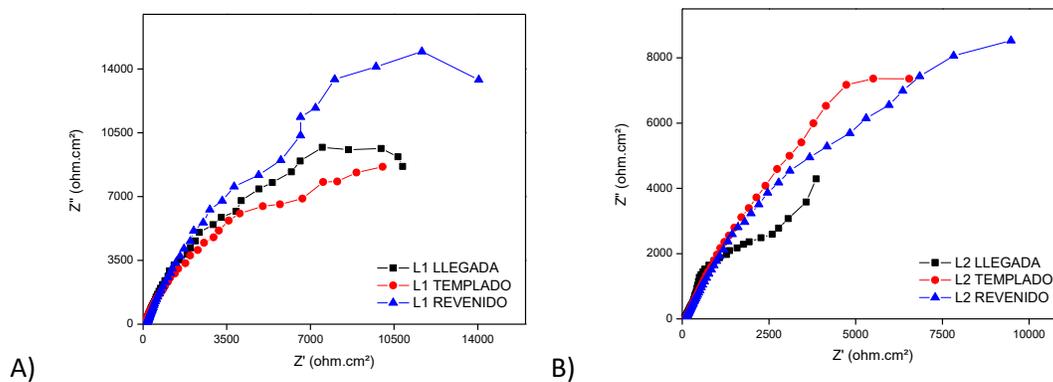


Figura 29 Diagrama de Nyquist A) L1 B) L2 en probeta base en pruebas instantánea con sus diferentes tratamientos

La figura 30 presenta el diagrama de Nyquist para el acero L1 en sus diferentes condiciones con diferentes tiempos de estadía en el medio corrosivo en donde se puede observar que en cada condición el acero tiende a tener un proceso de corrosión por transferencia de carga en donde en todas las mediciones instantáneas es más evidente.

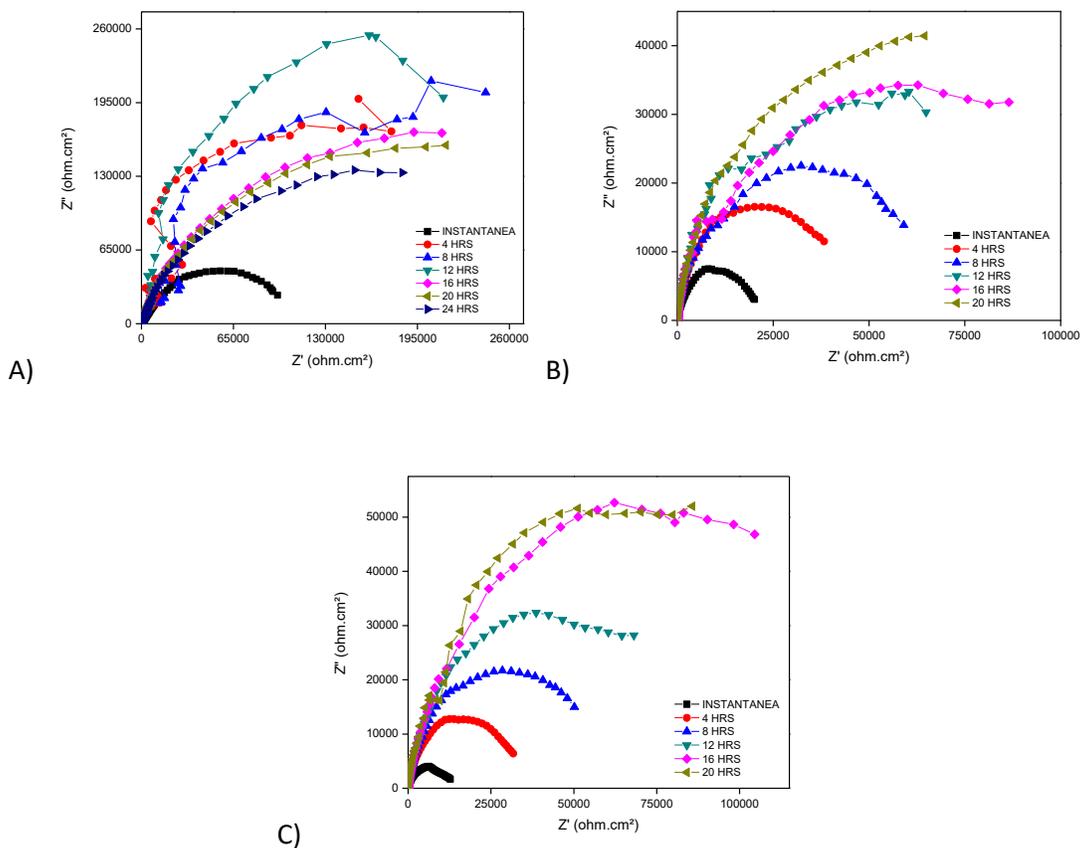


Figura 30 Diagrama de Nyquist de L1 en el tiempo graficando cada 4 horas por 20 horas A) de llegada B) templado C) revenido

En la figura 31 presenta el diagrama de Nyquist para el acero L2 en sus diferentes condiciones con diferentes tiempos de estadía en el medio corrosivo. En la gráfica del acero L2 en su condición de llegada (Figura 31A) se aprecia que el material en todos sus tiempos de estadía tiene la tendencia a un proceso de corrosión por

difusión de especies, el mismo caso sucede con su condición de templado (Figura 31 C) mientras que en la condición de revenido (Figura 31B) en proceso de corrosión principal tiende a ser de transferencia de cargas.

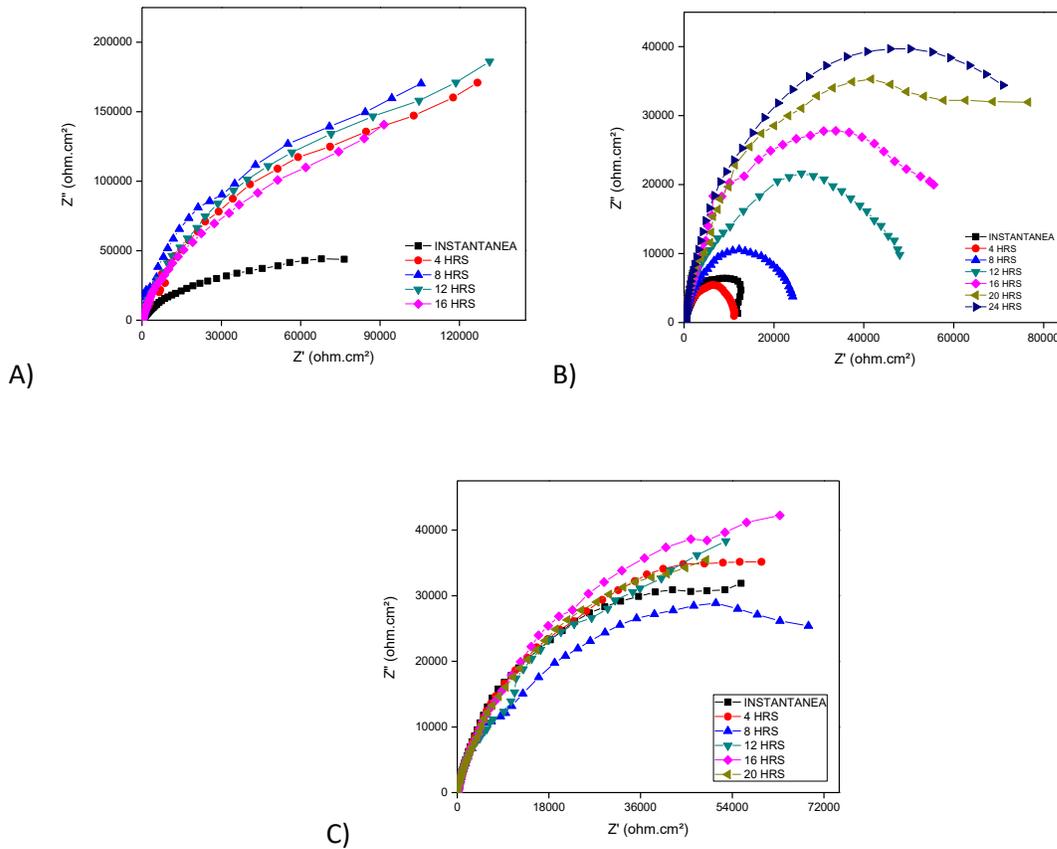


Figura 31 Diagrama de Nyquist de L2 en el tiempo graficando cada 4 horas por 20 horas A) de llegada B) templado C) revenido

La figura 32 presenta el diagrama de bode para los aceros L1 y L2 con sus diferentes tratamientos en donde se puede observar que tienen una tendencia similar de impedancia resistiva esto quiere decir que a medida de que la frecuencia aumenta los grados de desfase disminuyen. En la figura 32A se aprecia que los grados iniciales para la condición de llegada es mayor mientras que en la figura 32B la condición de revenido es la que presenta mayor ángulo al inicio.

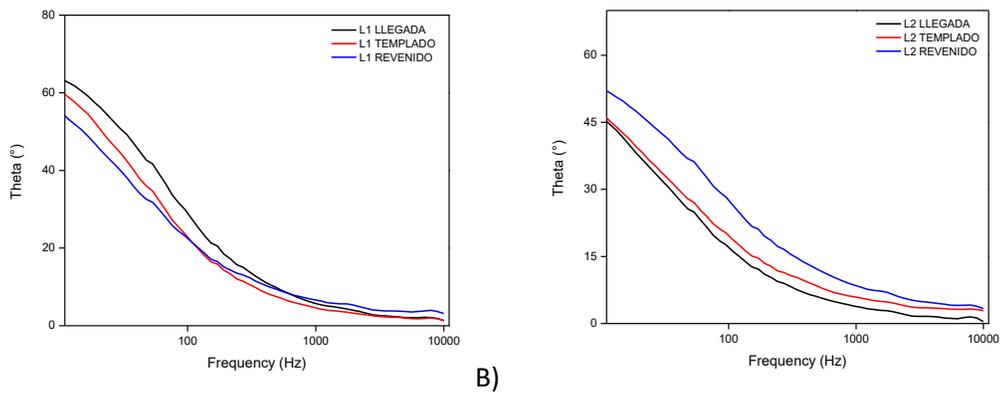
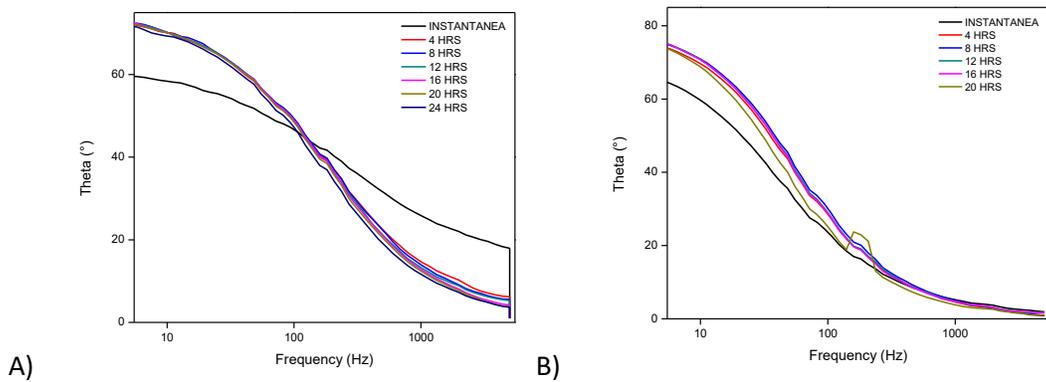
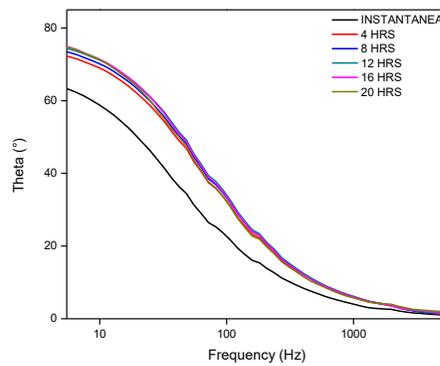


Figura 32 Diagrama de Bode A) L1 B) L2 en probeta base en pruebas instantánea con sus diferentes tratamientos

En la figura 33 presenta el diagrama de Bode para el acero L1 en sus diferentes condiciones con diferentes tiempos de estadía en el medio corrosivo, se aprecia que todas las gráficas se tiene la misma tendencia en donde la medición instantánea comienza en un menor desfase aunque en la gráfica 33A se puede observar que la medición instantánea presenta un comportamiento de impedancia capacitiva al pasar los 1000 Hz.





C)

Figura 33 Diagrama de Bode de L1 en el tiempo graficando cada 4 horas por 20 horas A) de llegada B) templado C) revenido

En la figura 34 presenta el diagrama de Bode para el acero L2 en sus diferentes condiciones con diferentes tiempos de estadía en el medio corrosivo, en las gráficas se tiene la misma tendencia en donde la medición instantánea comienza en un menor desfase pero todas tienden a tener una impedancia resistiva.

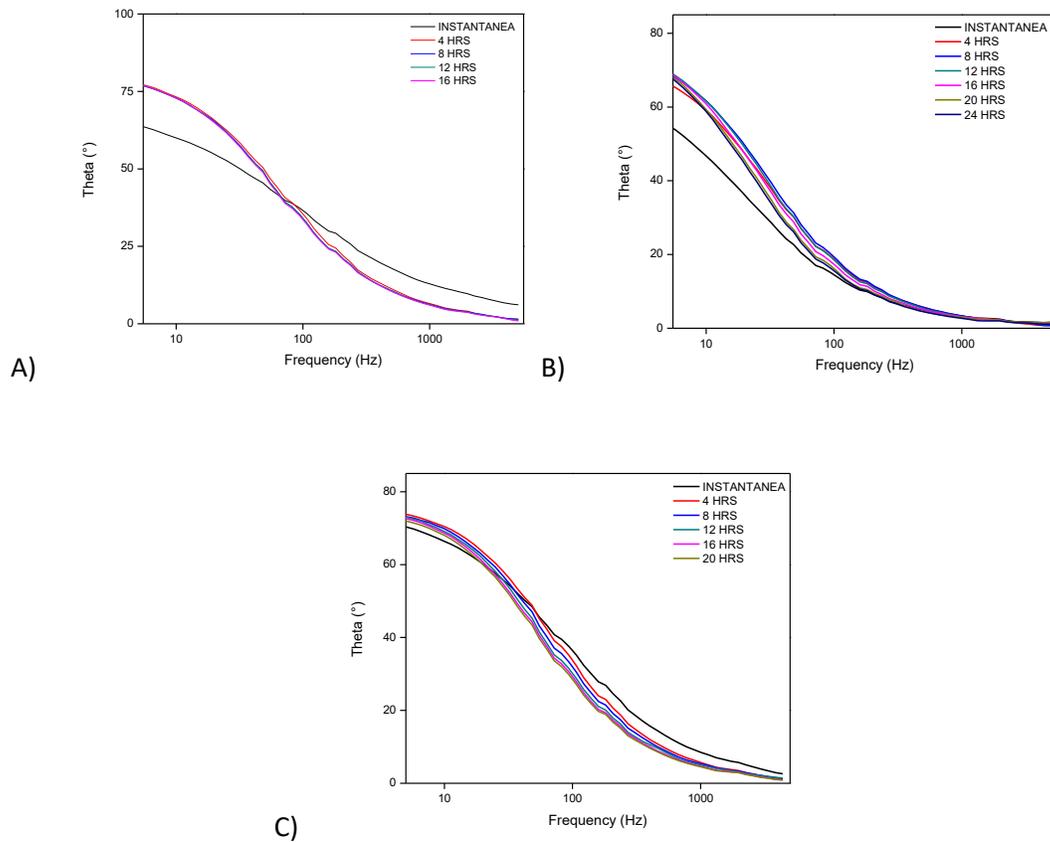


Figura 34 Diagrama de Bode de L2 en el tiempo graficando cada 4 horas por 20 horas A) de llegada B) templado C) revenido

La figura 35 presenta las gráficas de módulo de impedancia contra la frecuencia para ambos aceros en donde en ambas se observa la misma tendencia, la impedancia disminuye conforme la frecuencia es mayor.

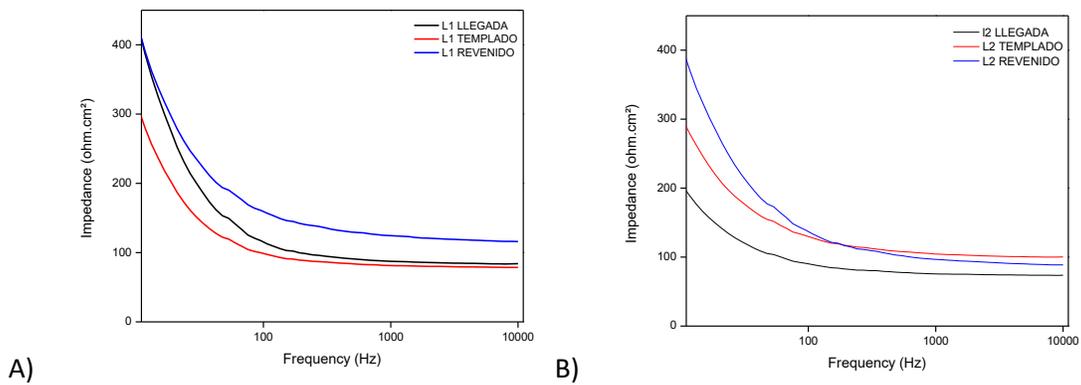


Figura 35 Gráfica de módulo de impedancia contra frecuencia para pruebas instantáneas A) L1 B) L2

En la figura 36 las gráficas de módulo de impedancia contra la frecuencia para el acero L1 en sus diferentes condiciones con diferentes tiempos de estadía en el medio corrosivo en donde se aprecia que en la figura 36A de L1 en la condición de llegada la medición que inicia con mayor impedancia es la instantánea además de que sus impedancias son muy cercanas a 0, caso contrario a L1 con los tratamientos de templado y revenido en donde la instantánea es la que inicialmente se presenta con menor impedancia.

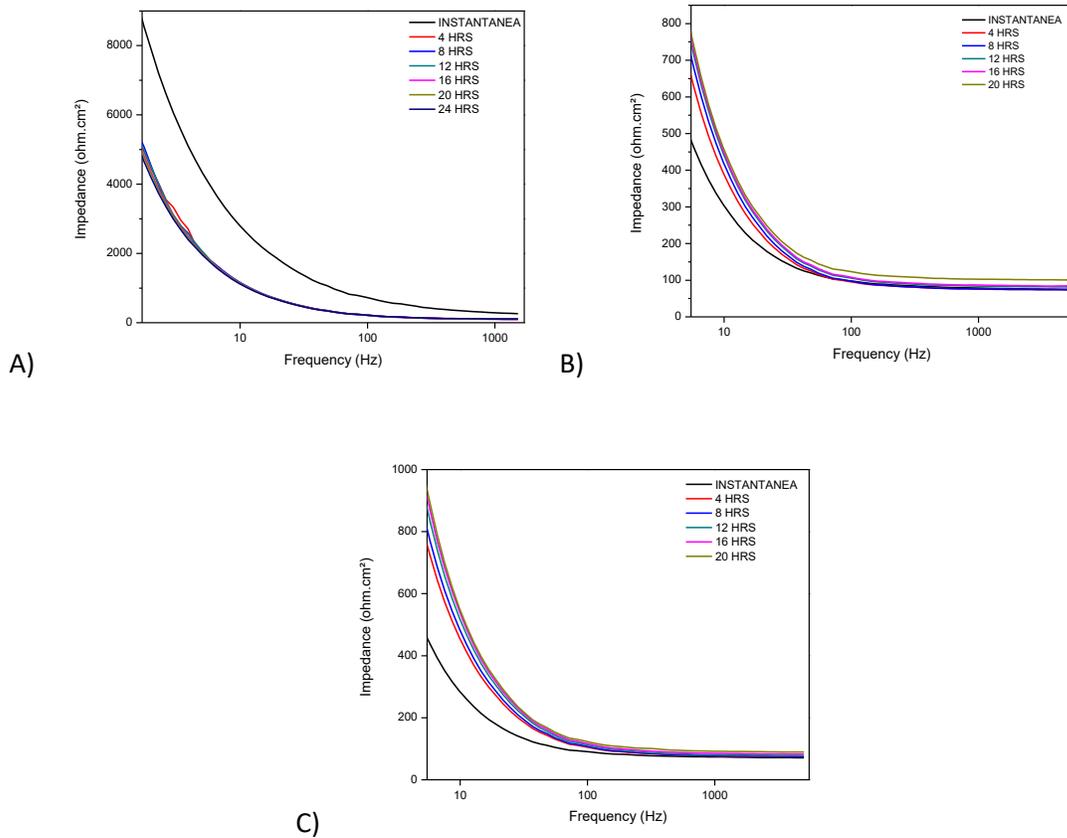
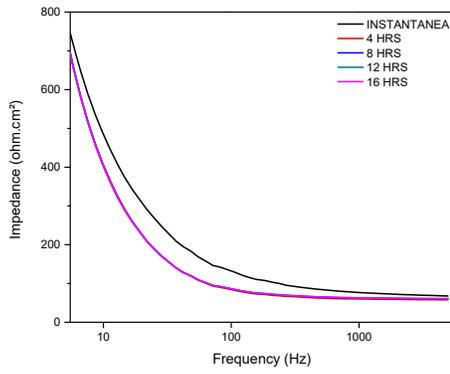
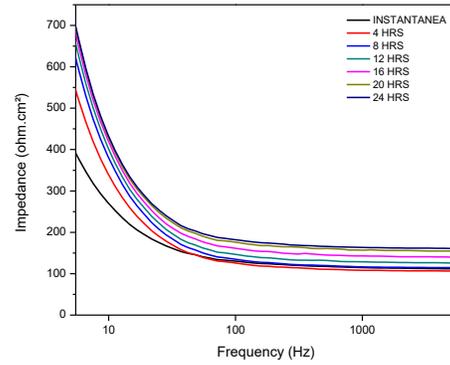


Figura 36 Gráfica de módulo de impedancia contra frecuencia para en el tiempo graficando cada dos horas por 12 horas de L1 con sus diferentes tratamientos A) de llegada B) templado C) revenido

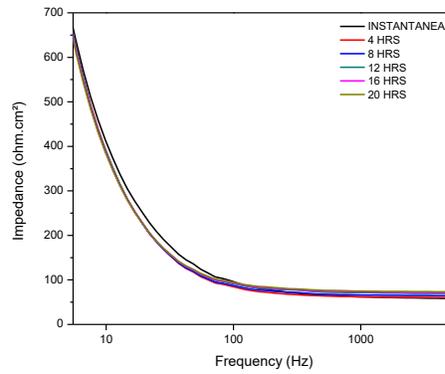
En la figura 37 presenta las gráficas de módulo de impedancia contra la frecuencia para el acero L2 en sus diferentes condiciones con diferentes tiempos de estadía en el medio corrosivo, en la figura 37A y 37B la medición de impedancia en todo el tiempo de estadía es tan similar que casi no se alcanza a apreciar diferencia entre estas.



A)



B)



C)

Figura 37 Gráfica de módulo de impedancia contra frecuencia para en el tiempo graficando cada dos horas por 12 horas de L2 con sus diferentes tratamientos A) de llegada B) templado C) revenido

CONCLUSIONES

1. El acero L1 en su condición de llegada presentó una morfología predominantemente martensítica, muy posiblemente debida al alto contenido de molibdeno y al tratamiento termomecánico de laminado en caliente.
2. El acero L1 en condición de temple permaneció principalmente con una morfología martensítica, pero reduciendo el contenido de austenita retenida en comparación al acero de llegada.
3. Para el acero L1 en condición de revenido se presenta relevación de esfuerzos internos causados por el proceso de templado, lo que aumenta la ductilidad con respecto a la condición de templado.
4. El acero L2 en su condición de llegada presenta una microestructura predominantemente martensítica con granos en forma de listón, pero con menor espesor que los presentados en el acero L1 en condición de llegada.
5. El acero L2 en condición de templado y templado con revenido presentan una morfología igualmente martensítica con menor presencia de austenita retenida a diferencia del acero de llegada.
6. El acero L1 de llegada presenta una menor susceptibilidad a la corrosión que las demás condiciones.
7. El acero L1 en condición de llegada presenta corrosión en forma de disolución anódica, dominada principalmente por el fenómeno de transporte de carga.
8. En los tratamientos de temple y revenido se observa un aumento en el intercambio iónico, dando como resultado una mayor tendencia a la corrosión.
9. En ambos casos (temple y revenido) se observa una región de pasivación, y para la condición de revenido se presenta ruptura de la capa pasiva por arriba de 400 mV, lo que ocasiona picadura.
10. El acero L2 observan regiones de pasivación en las tres condiciones (llegada, templado y revenido).
11. Para el acero L1 tanto en la condición de llegada como en su condición revenido el principal proceso de corrosión es por transferencia de carga hacia la solución.
12. Para la condición del acero L1 en condición de temple, tiende a una difusión de especies.
13. El acero L2 presenta en todos sus tiempos de estadía la tendencia a un proceso de corrosión por difusión de especies, el mismo caso sucede con su condición de templado.
14. En la condición de revenido el proceso de corrosión principal tiende a ser de transferencia de cargas.

15. Ambos aceros (L1 y L2) en sus tres condiciones presentan tendencia similar de impedancia resistiva, esto quiere decir que a medida que la frecuencia aumenta los grados de desfase disminuyen.
16. Para ambos aceros (L1 y L2) el módulo de impedancia contra la frecuencia presenta la misma tendencia, la impedancia disminuye conforme la frecuencia es mayor.

REFERENCIAS

- [1] Jaramillo, C., Higuera, O. F., & Arroyave, J. F. (2008). Estudio de la fragilidad en azul del acero de ultra-alta resistencia assab supra 709. *Scientia et technica*, 3(40).
- [2] AC-GT-DIA . (2021). Aceros de ultra alta resistencia. 26/05/22, de Aceropedia Sitio web: <http://aceropedia.com/tipos-de-acero/aceros-de-ultra-alta-resistencia/>
- [3] G. Cimiano. (2002). Introducción a los tratamientos térmicos. 26/05/22, de Bautermic, S.A Sitio web: <https://www.interempresas.net/MetalMecanica/Articulos/2506-Introduccion-a-los-tratamientos-termicos.html>
- [4] Pérez Patiño, J. A. (1996). Tratamientos térmicos de los aceros (Doctoral dissertation, Universidad Autónoma de Nuevo León).
- [5] Raichev, R., Veleva, L., & Valdez, B. (2009). Corrosión de metales y degradación de materiales. Editorial UABC, 155-170.
- [6] Alex Huill. (2019). Tratamientos térmicos. 05/07/2022, de Deingenierias Sitio web: <https://deingenierias.com/el-acero/clasificacion-tratamientos-termicos/>
- [7] N. Caballero Stevens, G. M. Figueroa Cuervo. (1999). Medios de enfriamiento para el temple. *Ingeniería Mecánica* 2(63-66). Habana, Cuba. : Unidad Docente Metalúrgica (UDM) .
- [8] Millán Gómez, Simón (2006), *Procedimientos de Mecanizado*, Madrid: Editorial Paraninfo. ISBN 84-9732-428-5.

- [9] PARKER HANNIFIN COR. (2020). El coste de la corrosión. 25/08/2022, de PARKER HANNIFIN CORPORATION Sitio web: <https://promo.parker.com/promotionsite/toughshield/mx/es/cost-of-corrosion>
- [10] Javaherdashti R. (2008). Microbiologically Influenced Corrosion - An Engineering Insight. Springer London. DOI:10.1007/978-1-84800-074-2.
- [11] Revie R. W. (2011). Uhlig's Corrosion Handbook. Wiley & Sons, Inc: USA.
- [12] Revie R. W. y Uhlig H. H.(2008). Corrosion and Corrosion Control – An Introduction to Corrosion Science and Engineering. Wiley & Sons, Inc: USA.
- [13] Técnicas Electroquímicas para el Control y Estudio de la Corrosión, Editado por Juan Genescá Llogueras. Facultad de Química UNAM. Ciudad Universitaria, México D.F. México, 2002.
- [14] American Society for Testing and Materials “ASTM Report G5-94: Test Method for making potentiostatic and potentiodynamic anodic polarization measurements”, West Conshohocken, PA, USA, 1999.
- [15] Kelly, R.G.; Scully, J.R.; Shoesmith, D.W.; Buchheit, R.G.: Electrochemical techniques in corrosion science and engineering. New York-Basel, Marcel Dekker, 2003.
- [16] Juttner, K.: Electrochemical Impedance Spectroscopy (EIS) of corrosion process on inhomogeneous surfaces. Electrochimica Acta, vol. 35, nº 10: pp. 1501-1508, 1990.
- [17] Macdonald, J.R.; Johnson, W.B.: Fundamentals of impedance spectroscopy. Barsouk, E.; Macdonald, J.R. (editores). Impedance Spectroscopy. Theory, experiment and applications, 2ª Edición. New Jersey, John Wiley & Sons, Inc., 2005, pp. 1-26.



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DEL
ESTADO DE MORELOS



Facultad de Ciencias
Químicas e Ingeniería

FACULTAD DE CIENCIAS QUÍMICAS E INGENIERÍA
Programas educativos de calidad reconocidos por CIEES, CACEI y CONACYT
SGI certificado en la norma ISO 9001:2015 e ISO 21001:2018

FORMA T-4A
NOMBRAMIENTO COMITÉ REVISOR

Cuernavaca, Mor., a 19 de marzo del 2024

DR. ARTURO MOLINA OCAMPO
DR. JUAN CARLOS GARCIA CASTREJON
DR. ALVARO TORRES ISLAS
DR. JESUS MARIO COLIN DE LA CRUZ
DR. ADRIAN DEL POZO MARES
P R E S E N T E

Me permito comunicarles que han sido designados integrantes del **COMITÉ REVISOR** del trabajo de:

TESIS

Titulado:

Evaluación del efecto de la composición y el tratamiento térmico en la corrosión de dos aceros AUAR

Que presenta (el) o (la) **C. MONCADA RODRIGUEZ AXEL YOSIEL**

Director de trabajo: **DR. ALVARO TORRES ISLAS**

Co-director de trabajo: **DR. ADRIAN DEL POZO MARES**

Para obtener el grado académico de: **INGENIERO MECÁNICO**

ATENTAMENTE
Por una humanidad culta

MTRA. ANGELICA GALINDO FLORES
DIRECTORA INTERINA DE LA FCQeI

Se anexa firma electrónica

DICTAMEN

MTRA. ANGELICA GALINDO FLORES DIRECTORA INTERINA DE LA FCQeI
P R E S E N T E

En respuesta a su amable solicitud para emitir DICTÁMEN sobre el trabajo que se menciona, me permito informarle que nuestro voto es:

| VOTO | NOMBRE | FIRMA |
|-------------|----------------------------------|-------|
| APROBATORIO | DR. ARTURO MOLINA OCAMPO | |
| APROBATORIO | DR. JUAN CARLOS GARCIA CASTREJON | |
| APROBATORIO | DR. ALVARO TORRES ISLAS | |
| APROBATORIO | DR. JESUS MARIO COLIN DE LA CRUZ | |
| APROBATORIO | DR. ADRIAN DEL POZO MARES | |

El voto del comité es aprobatorio, se anexan firmas electrónicas

AGF/OSM/srpm



UAEM
RECTORÍA
2023 - 2029



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DEL ESTADO DE MORELOS

Se expide el presente documento firmado electrónicamente de conformidad con el ACUERDO GENERAL PARA LA CONTINUIDAD DEL FUNCIONAMIENTO DE LA UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DEL ESTADO DE MORELOS DURANTE LA EMERGENCIA SANITARIA PROVOCADA POR EL VIRUS SARS-COV2 (COVID-19) emitido el 27 de abril del 2020.

El presente documento cuenta con la firma electrónica UAEM del funcionario universitario competente, amparada por un certificado vigente a la fecha de su elaboración y es válido de conformidad con los LINEAMIENTOS EN MATERIA DE FIRMA ELECTRÓNICA PARA LA UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE ESTADO DE MORELOS emitidos el 13 de noviembre del 2019 mediante circular No. 32.

Sello electrónico

ADRIAN DEL POZO MARES | Fecha:2024-04-29 16:31:07 | FIRMANTE
5Mk1rQ6/G62tANWnDJRnnUE/9oyJ3iQANbwnsXmT3yjp0EPenzbPB11MgHP1b1u4zmSfHqD2Doh5xS9mrnk76E8OzqUAMPpUeChOTEoxGVCC/KqA4kKs/MbsR+cq062Rg+
Y0c7JlIbcVZ8WruyrVtCKnCCu0pioLfhDGTvUCi1JYtvT8t23CJMqV4o8ySPPQp7FRNXPKtZhtp0huxnT6a0V/Sen2f1bP8ljkxGlnMfiXezKFH7pf6XbmE/8y8vIlbdPOigOo034znTWZ
OligkN+310PNVSOguixN+AXGvthQ2kMzXINzWZhOMQKLHauHw/SbvVimZoms9CedQ==

ALVARO TORRES ISLAS | Fecha:2024-04-29 16:52:47 | FIRMANTE
ZfzY04rCm6QEV+AsF7b0KfVCaULVHTzMp4GQ2aUKWUjvLjxjiEjmGkxeg9Qzlv3J9lb6Cc+mOW7Svd09OUhxH6+b6EFdphZLtokAc/kmEA6+LuJMN7UwAHNE1q0Kilic9IGJHIO
eriTXV/muWfdTD0Rt+g206CreIxnRh94eTnM9X1451oQCjAnAEeDBOCGTb3Nelp1AKEbamA/wPV7Fwd09xMPU+zgjJn8FG8Adu0bD8IFQejdQjyjaYUnllJs+HGTulzfoWOikiHM1
Uw7nwdqily2DnN+CxZJln8Fbd5dOvuXvXGSRg4FxiS4Llf3yBcMu1env+u45jilUFaQ==

ARTURO MOLINA OCAMPO | Fecha:2024-04-30 13:28:38 | FIRMANTE
GxYFLXnymF5HRrhJ9YydhbOMhVOp5hRail9QP28jSmrR9m3V2zqJPoW93fQh3BjKcVbiGDeg4VpOCjQZWHqSnaEzrXojfJnBPPLFuFidHya6NiqGGwulRkTIY4zZvx3e2uyekk
NEpEmvX8jgoRSHVn4KIGS1L9R/hJfn4+iL9BIYpwzfWtpkZzueoA9igl66MNApFaHr4RUuMyZQ5d9i8NT8Zgf+LnnAWe3i8YxW9MPBSOQAPi932oJThArMq3ElddOTqvqIXrG+
VfDij92pqY53Ha9Ppcqaz0kKiEOmrLK/P4Yr67QXa1t6mUy/vQYmtXzL7WG0rLVINEJHg==

JUAN CARLOS GARCIA CASTREJON | Fecha:2024-04-30 20:17:11 | FIRMANTE
iv1/DyWYwBcvtJIMcJTfABAzJdoUit6Nw370Hwrv3pp6hhS0G63E09IEZT8k+TCIMGjRpVamUegGx7XtYgQ0nhD3u+wFN/HtZwUmBwrC5QTRQSFTkN18/MaygWkT/h/zrFAQQji
2ph/N54kllN5hYnktUBXxyj9gWpqfAtcLPz8LRbNca/IF86F7rj3wE9ce3KAzn3PT2gffm7wo5wM+FCGTz2om1qpF2vG2f3UykEa7jvUYyb45QTCot2C9vUxQzYgNE6n0QHWRC+
gmbeFaPTUGPWW09INWTCEDucrfh+VulAVTfMXhspv2cegvglLsYaZzVWwsPP2ym7MVw==

JESUS MARIO COLIN DE LA CRUZ | Fecha:2024-05-03 09:33:02 | FIRMANTE
A2GoG9MUTa4ClCgJjrhvPqyO7edrKB6rObvHA1aPFdtla8QMfC9xvDvDpJr7MGEsbJ/coKi1h9thH3A7iHLKqbCnCXUxF01Au0iFQNsjoPOHJQfB7673awGImMSnb5Gqy+F+So
dlWuQQomQSB68trbInA9tgrfrrLJg5MtwF27UhlG/2wNqaKgum4EgkQk+Vnkuj3vh7Lss03J/1OUQha4FrLKyApb26tnw8iw7qf6c2xeaP2/dh7zdW6H6j/bxcOVihmpAFwa4KAOTa3t
K/AD4iraNPqx7Qy9kNEyA0xA6c8zVJv068k6Gf6x6jYh1l9wwZgv4qOdMPcNTZCINQ==

Puede verificar la autenticidad del documento en la siguiente dirección electrónica o escaneando el código QR ingresando la siguiente clave:



mqorfsBX0

https://efirma.uaem.mx/noRepudio/ERhj4rqAJ521dd96WDO4gF10Mp2guiul



UAEM
RECTORÍA
2023-2029