CAPÍTULO 4

ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS

4.1 Tratamiento térmico y composición química.

El objetivo del presente apartado es analizar la información obtenida durante la experimentación que ha involucrado la evaluación de la familia de aceros aleados al silicio.

Desde un punto de vista estructural se busca obtener en los aceros que forman esta familia, una microestructura ferrita - martensita como la descrita en diversas publicaciones sobre aceros doble - fase ferríticos martensíticos (DFM steels)[31,32,36,37,38], la obtención de esta combinación de fases dependerá del tratamiento térmico efectuado y de la composición de la aleación.

A partir de la evaluación de las metalografías obtenidas de los aceros involucrados, es posible describir el efecto del silicio en la microestructura en éstos.

Partiendo de los aceros en su condición inicial, es decir, después de haber efectuado el laminado, es posible observar el efecto del silicio en las figuras 2.9 a 2.14, en donde se constata que al incrementarse el contenido de silicio en la aleación, hay una mayor formación de zonas perlíticas, lo cual puede visualizarse mediante el siguiente gráfico:

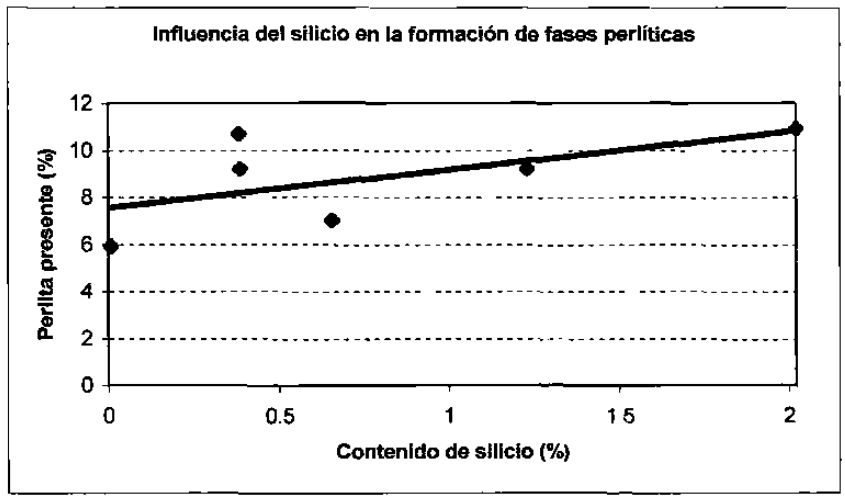

Figura 4.1: Efecto del silicio en la formación de perlita.

Este incremento en la presencia de zonas perlíticas dentro de la microestructura de la aleación, permitirá posteriormente incrementar la posibilidad de formar una zona de martensita al elevar la temperatura de la aleación a la zona $\alpha + \gamma$, ya que el contenido de carbono en las zonas perlíticas es mayor.

Este efecto del silicio permanece constante con las series de aceros tratados térmicamente, situación que puede constatarse de acuerdo al gráfico 4.2.

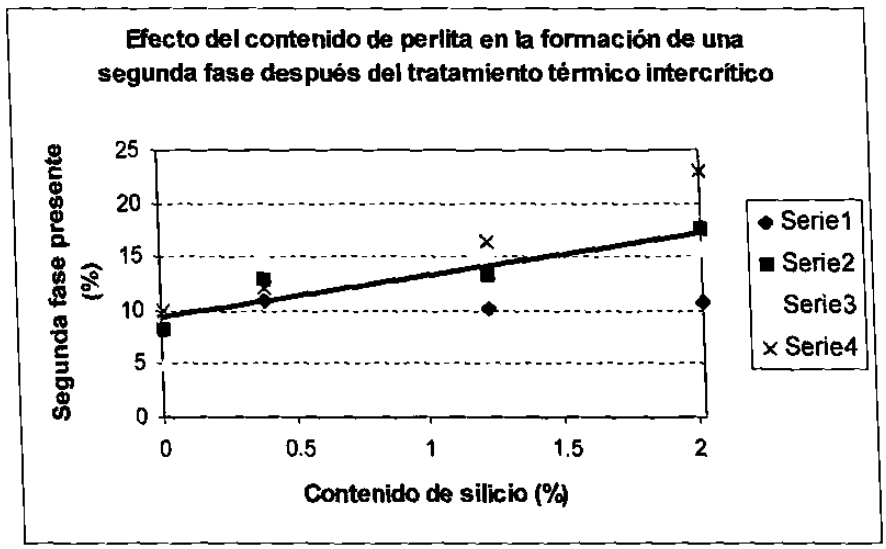

Figura 4.2: Efecto del silicio en la formación de segunda fase para aceros al silicio con tratamiento térmico intercrítico. Serie 1: 0.007% Si; Serie 2: 0.383% Si; Serie 3: 1.23% Si; Serie 4: 2.02% Si.

Del gráfico 4.2 se puede observar que, aunque existe cierta dispersión de los datos graficados, tiende a aumentar el porcentaje de la segunda fase formada por el tratamiento térmico intercrítico al incrementarse el contenido de silicio para todos los grados de acero.

Entonces puede esperarse que a mayores contenidos de silicio, y con una temperatura de tratamiento térmico intercrítico adecuada, las posibilidades de formar martensita como segunda fase del acero serán superiores.

El objetivo de realizar una amplia gama de tratamientos térmicos intercríticos a una familia de aceros con diferentes contenidos de silicio, es encontrar la composición química y la temperatura de tratamiento térmico intercrítico que mejore resultados y proporcione un acero doble fase ferrita – martensita, buscando una relación 80 – 20% respectivamente.

A continuación se hace un análisis de la información obtenida mediante la realización de las metalografías y de las pruebas de microdureza, a fin de

determinar que aceros cumplen con las condiciones para formar un acero doble fase ferrítico – martensítico.

Para la familia de aceros grado A (ver figuras 2.15 a2.20), la temperatura para alcanzar la zona $\alpha + \gamma$, se regula entre los 751 a los 815°C, la cual aparentemente resulta insuficiente para lograr la transformación completa de las zonas perlíticas de los aceros, ya que se alcanzan a observar algunas trazas de perlita después de haber efectuado el tratamiento intercrítico (aceros A1, A2, A3, A4 y A5), mientras que para el acero A6 se observa una estructura de ferrita Widmanstâtten y bainita, que puede indicar una velocidad de enfriamiento inadecuada para tratar de formar la martensita como segunda fase de la microestructura. Estas observaciones se corroboran mediante la medición de dureza de la segunda fase encontrada. Los valores de dureza indican que, para esta serie de aceros, la probabilidad de formar martensita es igual o menor a un 50%.

En el caso de la familia de aceros B (ver figuras 2.21 a 2.26), las temperaturas de tratamiento intercrítico están entre los 787 y los 855 °C. El objetivo de formar martensita como fase secundaria es menor al 50% para los aceros B1, B2, B3, B5 y B6. En estos aceros la temperatura para alcanzar la zona $\alpha + \gamma$ fue insuficiente para lograr la transformación y también se observan residuos de perlita y de bainita en la fase secundaria. Para el acero B4, se obtuvo una probabilidad de formar martensita cercana al 90% y la relación ferrita – martensita es de 82.5 a17.5% respectivamente, lo cual es similar a la relación buscada. De acuerdo a esto, el acero B4 presenta las características metalográficas necesarias para catalogarse como un acero doble – fase ferrítico martensítico.

La familia de aceros grado C (ver figuras 2.27 a 2.32), presenta una respuesta al tratamiento térmico más efectiva para el acero C4. En el caso del acero C4, tratado a 896 °C, la microestructura presenta ferrita – martensita en

una relación de 83.1% y 16.9% respectivamente y, los valores de microdureza indican que la fase secundaria tiene una probabilidad superior al 99% de formar martensita. A pesar de que se obtuvieron valores de microdureza que indican un 90% de probabilidad de formar martensita, las metalografías indican residuos de perlita y de bainita para el acero C6. Para el resto de los aceros de este grado, aunque las temperaturas de austenitización se localizan entre los 822 y los 852 °C, las probabilidades de formar martensita son inferiores al 50%. En los aceros C1, C2 y C3 se observa bainita como segunda fase. Para el acero C5, se observa la formación de ferrita Widmanstâtten y de bainita como segunda fase.

Los aceros grado D (ver figuras 2.33 a 2.38), son los que han sido sujetos a las temperaturas más elevadas, el intervalo de temperaturas va desde 857 °C hasta los 937 °C. Para los aceros D1, D2, D5 y D6 se presentan microestructuras de ferrita Widmanstâtten y de bainita. De las evaluaciones metalográficas en esta serie de aceros, sólo los aceros D3 y D4 son los que presentan una estructura doble – fase de ferrita y martensita. De acuerdo a las mediciones de microdureza del acero D3 (con una temperatura de austenitizado igual a 905 °C) la probabilidad de formar martensita es cercana al 90% y la relación ferrita – martensita es de 83.5% y 16.5% respectivamente. El acero D4 también presenta martensita como segunda fase en una relación de un 23% aproximadamente. La temperatura de tratamiento para este acero fue de 937 °C y la velocidad de enfriamiento fue lo suficiente para permitir la formación de la doble fase ferrita martensita.

Sobre la base de estas observaciones, se puede deducir que la cantidad de silicio necesaria para formar la doble fase ferrita martensita para esta familia de aceros debe ser igual o mayor a 1.23%. Para menores cantidades de silicio, la formación de zonas perlíticas previas al tratamiento térmico intercrítico es limitada y, a pesar de que se alcance la temperatura para formar las fases $\alpha + \gamma$

durante el tratamiento térmico, la cantidad de carbono en estas zonas será insuficiente para lograr la transformación a martensita.

En los aceros que logran transformar sus zonas perlíticas a martensita, se emplearon temperaturas de tratamiento intercrítico superiores a los 814 °C, ya que para temperaturas inferiores no se logra transformar completamente la fase perlítica a martensita y en cambio se obtienen combinaciones de perlita, bainita y martensita.

Así, los aceros que logran cumplir con las condiciones metalográficas para ser catalogados como aceros doble fase (DFM steels) son los aceros B4, C4 y D4, los cuales presentan las dos condiciones de composición química y temperatura de tratamiento térmico arriba indicadas.

Como se indicó en el capítulo 2, durante la preparación metalográfica de las muestras de esta familia de aceros, se encontraron distintos defectos microestructurales que propician la formación de fenómenos de corrosión en los metales cuando son expuestos a un medio agresivo.

Los defectos encontrados en los aceros evaluados son inclusiones no metálicas, zonas heterogéneas y grietas superficiales. Como se observa en la figura 2.51, la cantidad de inclusiones en las barras de acero es relativamente alta. Las inclusiones no metálicas pueden actuar como zonas anódicas puntuales, desencadenando procesos de corrosión localizada en forma de picaduras. Desde un punto de vista estructural, la presencia de estas inclusiones disminuye las propiedades mecánicas de una varilla que se fabrique utilizando este tipo de acero. Esto debido a que las inclusiones presentes actuarán como concentradores de esfuerzos y la resistencia del elemento metálico se verá minada.

La presencia de zonas heterogéneas en la microestructura del material en forma de zonas decarburadas superficiales e internas propicia la formación de celdas galvánicas, desencadenando así fenómenos de corrosión localizada. La presencia de estas zonas heterogéneas también propicia que las propiedades mecánicas de la aleación no sean uniformes, favoreciendo concentraciones de esfuerzos en estas áreas que pudieran hacer fallar toda una estructura de concreto reforzado fabricada con varillas de acero de tales características.

Los defectos superficiales encontrados, grietas (debidas a los procesos de laminado) y un anillo de ferrita (presente debido a fenómenos de decarburación durante los tratamientos térmicos), tienen consecuencias graves desde el punto de vista de la corrosión. Por un lado, las grietas propician la formación de zonas anódicas puntales, desencadenando fenómenos de corrosión localizada. El anillo de ferrita, presente en todas las barras de acero evaluadas, permite la formación de celdas galvánicas que generen fenómenos de corrosión, agravando el efecto deteriorante debido a la presencia de las grietas.

Bajo condiciones de agresividad tales como ambientes marinos o atmósferas que propicien fenómenos de carbonatación en el concreto, la presencia de cualquiera de los defectos antes mencionados en una varilla de acero fomentará el desarrollo de fenómenos de corrosión localizada, que deben considerarse como graves, ya que este tipo de corrosión es el más difícil de diagnosticar y de reparar[53]

4.2 Ensayos de corrosión acelerada.

Por medio de los ensayos de corrosión acelerada fue posible inferir cual es el comportamiento de estos aceros si se exponen a un sistema de mortero -

acero, el cual presenta además condiciones de agresividad severas debidas a la presencia de los iones cloruro (Cl^-), como las encontradas en ambientes marinos.

A continuación se analizan los resultados obtenidos de cada prueba de corrosión acelerada para cada grupo de aceros. Mediante este análisis se determina cuáles son las aleaciones que menor corrosión presentaron para esta familia de aceros al silicio. Se analizan primero los resultados obtenidos en los ensayos de corrosión acelerada de las muestras sumergidas en la Solución 1 ($Ca(OH)_2$) y después los resultados de los ensayos efectuados a las muestras sumergidas en la Solución 2 ($NaCl + Ca(OH_2)$).

4.2.1 Aceros grado A (Solución 1).

En la figura 3.3 se presentan los resultados de los tres ensayos de corrosión acelerada efectuados para el grupo de aceros A, expuestos a la Solución 1 ($Ca(OH)_2$). En este gráfico se puede observar que se presentan dos comportamientos diferentes. El primero de estos comportamientos, es el correspondiente a los aceros A1, A3 y A5, los cuales a pesar de presentar velocidades de corrosión pequeñas en los tres ensayos (menores a 0.200 $\mu A/cm^2$)[*1], tienen una tendencia a incrementar sus velocidades de corrosión a los posteriores ensayos. Este aumento sucesivo en las velocidades de corrosión indica que estos aceros tienden a perder sus propiedades de resistencia a la corrosión conforme transcurren los ensayos. Este comportamiento se puede explicar de la siguiente manera: las bajas velocidades de corrosión indican que las muestras fueron capaces de generar películas pasivadoras, sin embargo, estas capas tienden a ser menos efectivas conforme transcurre el tiempo.

---

[1] * El cálculo de las velocidades de corrosión se determina a partir de las leyes de Faraday[6].

Por otra parte, los aceros A2, A4 y A6 presentan un comportamiento menos estable a lo largo de los tres ensayos de corrosión acelerada, ya que después del segundo ensayo las velocidades de corrosión son superiores incluso a los 0.800 $\mu A/cm^2$. Este comportamiento indica que estos aceros son capaces de formar películas pasivadoras sobre su superficie. Sin embargo, estas películas son poco estables, ya que el aumento en la velocidad de corrosión después de la segunda prueba de corrosión acelerada muestra que dichas películas protectoras sufrieron un deterioro.

A pesar de esta situación, estas películas son capaces de pasivar nuevamente la superficie de estos metales, situación que se observa después del tercer ensayo de corrosión acelerada, donde las velocidades de corrosión disminuyen a valores menores de 0.150 $\mu A/cm^2$, siendo los aceros A2 y A6 los que presentan menores velocidades de corrosión.

De esta serie de aceros, el mejor comportamiento lo presentan los aceros A2 y A6, mientras que el peor comportamiento lo presentan los aceros A1, A3 y A5.

4.2.2 Aceros grado B (Solución 1).

En el caso de la familia de aceros B, mostrada en la figura 3.4, se presentan tres comportamientos diferentes a lo largo de los ensayos de corrosión acelerada. El primero de ellos se observa para el acero B4, el cual al cabo de los tres ensayos de corrosión presenta las mayores velocidades de corrosión (por encima de los 0.550 $\mu A/cm^2$), lo cual indica que la película pasivadora que se forma en el primer ensayo de corrosión acelerada, se deteriora en el segundo ensayo y no vuelve a restablecerse en el tercer ensayo.

Los aceros B1, B2, B3 y B5 presentan un segundo comportamiento a lo largo de los ensayos, en el que hay una velocidad de corrosión en el primer

ensayo que se incrementa durante el segundo ensayo de corrosión. En el tercer ensayo de corrosión acelerada, las velocidades de corrosión de estos aceros son menores a 0.100 $\mu A/cm^2$ (a excepción del acero B3, cuya velocidad de corrosión es ligeramente mayor). Este comportamiento indica que estos aceros son capaces de formar una película pasiva, la cual se deteriora durante el segundo ensayo de corrosión acelerada, para volver a restablecerse en el tercer ensayo de corrosión acelerada.

El tercer comportamiento observado corresponde al acero B6, el cual presenta una velocidad de corrosión de 0.300 $\mu A/cm^2$ en el primer ensayo de corrosión, el cual disminuye a alrededor de 0.100 $\mu m/cm^2$ en el segundo ensayo, para incrementarlo ligeramente en el tercer de corrosión de corrosión acelerada. Para este acero, la formación de películas pasivas sobre su superficie se presenta en el primer ensayo. Esta película pasiva sigue actuando a lo largo de la segunda prueba de corrosión acelerada, pero en la tercer prueba se deteriora ligeramente, dando lugar a velocidades de corrosión superiores.

Así, el mejor comportamiento para este grupo de aceros corresponde a los aceros B1, B2 y B5, mientras que el peor comportamiento lo desarrolla el acero B4.

4.2.3 Aceros grado C (Solución 1).

Para los aceros del grupo C expuestos a la Solución 1 (figura 3.5), se observan tres comportamientos diferentes a lo largo de los ensayos de corrosión. El primer comportamiento corresponde al acero C4, el cual presenta la mayor velocidad de corrosión en el primer ensayo (con 0.300 $\mu A/cm^2$). Después, en el segundo ensayo de corrosión acelerada, su velocidad de corrosión disminuye a 0.200 $\mu A/cm^2$, para luego incrementarse a más de 0.500 $\mu A/cm^2$ en el tercer ensayo de corrosión acelerada, siendo esta la velocidad de

corrosión más elevada para un acero de este grupo de aceros expuestos a la Solución 1. Este comportamiento indica que este tipo de acero genera una película pasivadora que logra proteger al metal en los primeros dos ensayos, pero que en el tercer ensayo se deteriora de manera importante por la velocidad de corrosión que se presenta.

Otro comportamiento se presenta para los aceros C2, C3, C5 y C6 el cual consiste en presentar velocidades de corrosión menores a los 0.250 $\mu A/cm^2$ en el primer ensayo de corrosión acelerada para luego tener un incremento en sus velocidades de corrosión después del segundo ensayo. Estas velocidades de corrosión disminuyen en el tercer ensayo sus valores a menos de 0.150 $\mu A/cm^2$. De acuerdo a esta información, los aceros generan una capa pasiva que los protege en el primer ensayo de corrosión acelerada. Esta capa pasivante se deteriora ligeramente durante el segundo ensayo de corrosión acelerada, para luego estabilizarse en el tercer ensayo, presentando así menores velocidades de corrosión.

El tercer comportamiento lo presenta el acero C1, el cual después de cada ensayo tiende a presentar menores velocidades de corrosión. Es decir, este acero es capaz de generar una capa pasivante que limita la velocidad de corrosión del metal a aproximadamente 0.150 $\mu A/cm^2$ en el primer ensayo. Esta capa pasivante se mantiene estable en el segundo y tercer ensayos de corrosión acelerada y disminuye así el deterioro del metal, con velocidades de corrosión menores a 0.100 $\mu A/cm^2$.

Así, para este grupo de aceros, el mejor comportamiento lo presenta el acero C1 y el peor comportamiento lo presenta el acero C4.

3.2.4 Aceros grado D (Solución 1).

Para las muestras de aceros del grupo D expuestas a la Solución 1, se presentan dos comportamientos. El primero de ellos es en para los aceros D1, D2, D3, D5 y D6, que indica una velocidad de corrosión menor a los 0.250 $\mu A/cm^2$ en la primer prueba de corrosión acelerada. En la segunda prueba de corrosión acelerada se presenta un aumento de la velocidad que alcanza hasta 1.2 $\mu A/cm^2$. Posteriormente las velocidades de corrosión vuelven a disminuir a valores menores a los 0.400$\mu A/cm^2$ en el tercer ensayo de corrosión durante el segundo ensayo, el cual disminuye al término del tercer ensayo de corrosión acelerada. Para este comportamiento, el acero D4 es el que presenta mayores velocidades de corrosión en todas las pruebas efectuadas bajo condiciones de exposición a la Solución 1. Para estos aceros, se observa que la formación de una capa pasiva superficial actúa durante el primer ensayo de corrosión, sin embargo, esta capa pierde su efectividad durante el segundo ensayo, provocando una mayor pérdida de metal en las muestras. En la tercer prueba de corrosión acelerada, la capa pasiva vuelve a formarse y en consecuencia, el metal queda protegido del medio, presentándose menores velocidades de corrosión para las muestras de los aceros.

El segundo comportamiento corresponde al acero D3, el cual presenta velocidades de corrosión pequeñas (menores a 0.200 $\mu A/cm^2$) a lo largo de las tres pruebas de corrosión acelerada, pero con un aumento en su velocidad de corrosión después de cada ensayo. De esta manera, se forma una capa pasiva en la superficie del metal, aislándolo del medio y evitando velocidades de corrosión elevadas. Sin embargo, esta capa pasiva pierde efectividad después de cada ensayo realizado, ya que se observa una tendencia del acero D3 a presentar mayores velocidades de corrosión.

Así los peores comportamientos corresponden a los aceros D3 y D4, mientras que el comportamiento de los aceros D2 y D6 es más aceptable.

Para las muestras de metal que fueron expuestas a la Solución 2 (NaCl + $Ca(OH_2)$), se presentaron los siguientes comportamientos.

3.2.5 Aceros grado A (Solución 2).

Para el grupo de aceros A expuesto al medio de NaCl y $Ca(OH)_2$ (figura 3.7), se presentan tres comportamientos. El primero corresponde al acero A1, el cual permite observar una velocidad de corrosión mínima para este grupo de aceros, la cual permanece prácticamente constante a lo largo de los tres ensayos de corrosión acelerada (menor a los 0.750 $\mu A/cm^2$). Este comportamiento indica que la muestra del acero A1 sumergida en la Solución 2 fue capaz de formar una capa pasiva y de mantenerla a lo largo de las tres pruebas de corrosión acelerada.

El segundo tipo de comportamiento lo presentan los aceros A2, A3 y A4, los cuales muestran velocidades de corrosión menores a 1.0 $\mu A/cm^2$. Durante el segundo ensayo de corrosión acelerada para estos aceros se presenta un incremento en la velocidad de corrosión, presentando velocidades de corrosión de hasta 2.5 $\mu A/cm^2$. En el tercer ensayo de corrosión acelerada estos valores disminuyen a valores en donde las velocidades de corrosión son menores a los 1.7 $\mu A/cm^2$. Este comportamiento en los aceros de este grupo muestra la formación de una capa pasiva en el primer ensayo de corrosión que los protege del medio agresivo. Durante el segundo ensayo de corrosión acelerada, esta capa pasiva se rompe, desencadenando mayores velocidades de corrosión en los aceros. En la tercer prueba de corrosión acelerada hay una recuperación de esta capa pasivante y en consecuencia, las velocidades de corrosión disminuyen.

El tercer comportamiento dentro de este grupo de aceros corresponde a los aceros A5 y A6, el cual presenta un incremento en las velocidades de

corrosión después de cada ensayo. Sin embargo, estas velocidades de corrosión no sobrepasan los 1.7 $\mu A/cm^2$.

Para este grupo de aceros el mejor comportamiento lo presenta el acero A1, mientras que el peor comportamiento corresponde a los aceros A6 y A5.

3.2.6 Familia de aceros grado B (Solución 2).

De los aceros correspondientes al grupo B expuestos a la Solución 2 (figura 3.8), se observan tres comportamientos generales a lo largo de las tres pruebas de corrosión acelerada.

El primer comportamiento corresponde a los aceros B1, y B3, en el cual se presenta un aumento en la velocidad de corrosión de cada uno de los dos aceros después de cada ensayo de corrosión acelerada. Este comportamiento indica que la capa pasiva que se forma en la superficie de las muestras tiende a deteriorarse, dando por resultado mayores velocidades de corrosión al término de cada prueba.

El segundo comportamiento lo presentan los aceros B2, B4 y B6, en el cual se observan velocidades de corrosión menores a 1.0 $\mu A/cm^2$ para el primer ensayo de corrosión. En el segundo ensayo de corrosión acelerada se observa un aumento en las velocidades de corrosión, el cual no sobrepasa los 1.3 $\mu A/cm^2$ para los aceros B2 y B6, pero en el caso del acero B4 se registra la máxima velocidad de corrosión que se encontró en este grupo de aceros, la cual es superior a los 3.0 $\mu A/cm^2$. En el tercer ensayo de corrosión las velocidades de corrosión para estos aceros disminuyen a menos de 1.0 $\mu A/cm^2$. Este comportamiento indica la formación de una película pasivante superficial en el primer ensayo de corrosión acelerada, la cual se deteriora en la segunda prueba de corrosión acelerada. Sin embargo, esta película vuelve a formarse

durante el desarrollo de la tercer prueba de corrosión acelerada, disminuyendo las velocidades de corrosión acelerada.

El tercer comportamiento lo presenta el acero B5, el cual presenta en el primer ensayo de corrosión acelerada una velocidad de corrosión cercana a 1.0 $\mu A/cm^2$. Durante el segundo ensayo de corrosión acelerada la velocidad de corrosión disminuye a 0.750 $\mu A/cm^2$, pero en el tercer ensayo de corrosión acelerada la velocidad de corrosión se incrementa por encima de los 1.6 $\mu A/cm^2$. Este comportamiento indica la formación de una película pasivante sobre la superficie de la muestra en el primer ensayo de corrosión acelerada, la cual sigue actuando y protegiendo al metal durante el desarrollo de la tercer prueba de corrosión acelerada. Es durante el tercer ensayo de corrosión acelerada que esta capa pasivante se rompe y en consecuencia se presentan mayores velocidades de corrosión.

De esta manera, el peor comportamiento lo presentan los aceros B3, B4 y B5, mientras que el comportamiento con menor deterioro lo presentan los aceros B1, B2 y B6.

3.2.7 Aceros grado C (Solución 2).

En la figura 3.9 se muestra el comportamiento que presentaron los aceros del grupo C al ser sumergidos en la Solución 2 a lo largo de las tres pruebas de corrosión acelerada. Se observan tres comportamientos principales.

El primero corresponde al acero C2, el cual disminuye su velocidad de corrosión después de cada ensayo de corrosión acelerada. Las velocidades de corrosión calculadas para este acero en el primer ensayo son cercanas a 0.900 $\mu m/cm^2$, 0.750 $\mu m/cm^2$ en el segundo ensayo y de 0.600 $\mu m/cm^2$. Este comportamiento indica que este metal fue capaz de formar una capa pasivante

a lo largo de los tres ensayos de corrosión acelerada, que se mantuvo estable y que evito mayores velocidades de corrosión.

El segundo comportamiento corresponde a los aceros C3, C4 y C5, el cual presenta velocidades de corrosión menores a 1.0 $\mu m/cm^2$ en el primer ensayo de corrosión acelerada. En el segundo ensayo de corrosión acelerada se presenta un aumento en las velocidades de corrosión (superior a 2.0 $\mu m/cm^2$ para el acero C3), que posteriormente disminuyen durante el tercer ensayo de corrosión. Lo anterior permite inferir que estos aceros desarrollaron una capa pasivante durante el primer ensayo de corrosión acelerada, la cual se deterioró en el segundo ensayo de corrosión acelerada, aumentando así las velocidades de corrosión en las muestras de metal. Finalmente es en el tercer ensayo de corrosión que esta capa pasivante vuelve a generarse, disminuyendo las velocidades de corrosión a valores menores a 1.1 $\mu m/cm^2$.

El tercer comportamiento corresponde a los aceros C1 y C6, los cuales incrementan sus velocidades de corrosión después de cada ensayo, por lo que estos dos aceros presentan el peor comportamiento de este grupo de aceros, ya que la capa pasivante que generan no es lo suficientemente efectiva para evitar el deterioro de las muestras de metal, presentando velocidades de corrosión de hasta 1.4 $\mu m/cm^2$ para el acero C1.

Por el contrario, el acero que mejor comportamiento presenta, corresponde al acero C2.

4.2.8 Aceros grado D (Solución 2).

Para los aceros del grupo D se muestra su comportamiento a lo largo de las pruebas de corrosión acelerada en la figura 3.10, en donde se pueden observar dos comportamientos principales.

El primer comportamiento lo presenta el acero D6, que consiste en una disminución de la velocidad de corrosión después de cada ensayo de corrosión. En el primer ensayo de corrosión este acero presentó una velocidad de corrosión superior a 1.6 $\mu m/cm^2$, disminuyendo a cerca de 1.5 $\mu m/cm^2$ en el segundo ensayo de corrosión acelerada y, terminando en 1.1 $\mu m/cm^2$ en el tercer ensayo de corrosión. Esto indica que este acero es capaz de formar una capa pasiva que es estable a lo largo de las tres pruebas de corrosión acelerada, por lo que las velocidades de corrosión tienden a ser menores.

El segundo comportamiento corresponde a los aceros D1, D2, D3, D4 y D5, que consiste en un aumento en la velocidad de corrosión después de cada prueba de corrosión acelerada, siendo el acero D2 el acero que presenta menor tendencia a este comportamiento, mientras que el acero D4 desarrolla las mayores velocidades de corrosión. De manera contraria a lo que ocurre con el acero D6 y a pesar de que las velocidades de corrosión iniciales de estos 5 aceros son menores, a 1.1 $\mu m/cm^2$ estos aceros no son capaces de mantener la capa pasiva que los envuelve superficialmente. De esta manera, conforme continúan las pruebas de corrosión acelerada, las velocidades de corrosión se incrementan hasta valores de 1.9 $\mu m/cm^2$ en el tercer prueba de corrosión acelerada para el acero D4.

Así, para este grupo de aceros el mejor comportamiento corresponde al acero D6 y D2, mientras que el peor comportamiento corresponde al acero D4.

Haciendo un análisis general, en el caso de los aceros de cada grupo estudiado dentro de la familia de aceros al silicio, se observa que los aceros que presentan velocidades de corrosión (i_{corr}) menores a 0.100 $\mu m/cm^2$, puede deberse a que la presencia del hidróxido de calcio ($Ca(OH)_2$) origina capas superficiales pasivas de algún tipo de óxido, disminuyendo de esta manera la velocidad de corrosión de estos aceros.

Como se explica en el capítulo 1, el hidróxido de calcio ($Ca(OH)_2$) eleva la alcalinidad del concreto, y en este caso de la solución en la que está disuelto. Con contenidos normales de oxígeno y cuando el acero se haya sumergido en una solución, el acero se recubre de una capa de óxidos adherente y compacta, que permite pasivar su superficie y de esta manera se preserva de manera indefinida de cualquier signo de corrosión. Esto ocurrirá siempre y cuando la estructura de concreto sea de buena calidad, es decir, que no presente fisuras y no cambie sus características físicas o químicas. Estas características de buena calidad del concreto pueden variar al ser influidas por factores que propicien procesos de corrosión.

Algunos de estos factores pueden ser una concentración de sustancias agresivas como el ion cloruro (Cl^-) en la superficie del concreto, la permeabilidad del concreto a sustancias agresivas, presencia de fisuras en el concreto, estado superficial del acero, etc.[5].

De estos factores, la presencia del ion cloruro (Cl^-), además de ser un promotor de fenómenos de corrosión, tiene la capacidad de alterar la pasividad del acero embebido, convirtiéndose en un factor desencadenante de la corrosión y, además, si el contenido del ion cloruro (Cl^-) se encuentra en concentraciones críticas, éste actuará como un acelerador de tal proceso. Si además de los iones cloruro (Cl^-) se consideran la humedad presente en el sistema acero – concreto y, cantidades mínimas de oxígeno, termodinámicamente es posible la presencia de fenómenos de corrosión[5].

Al hacer una comparación general del comportamiento de todas las muestras expuestas a las Soluciones 1 y 2, se observa que los aceros que presentan comportamientos de menores velocidades de corrosión y por lo tanto de menor tendencia al deterioro son los aceros con un contenido de silicio de 0.383 y 0.387%. De forma contraria, los aceros que presentan mayor tendencia al deterioro son los aceros que contienen 1.23 y 2.02% de silicio.

Cabe mencionar que una de las teorías que se tienen sobre los aceros doble – fase ferrítico martensíticos y su resistencia a presentar fenómenos de corrosión cuando son embebidos en concreto, es que al aumentar el contenido de silicio en el acero, se mejoran sus propiedades de resistencia a la corrosión. Sin embargo, esta situación no se presento para familia de aceros estudiada.

Esta situación puede observarse mediante las figuras 4.3 y 4.4, en donde se grafican los valores de velocidad de corrosión (i_{corr}) vs el contenido silicio de todas las muestras de los aceros sometidas a las condiciones de exposición en las Soluciones 1 y 2.

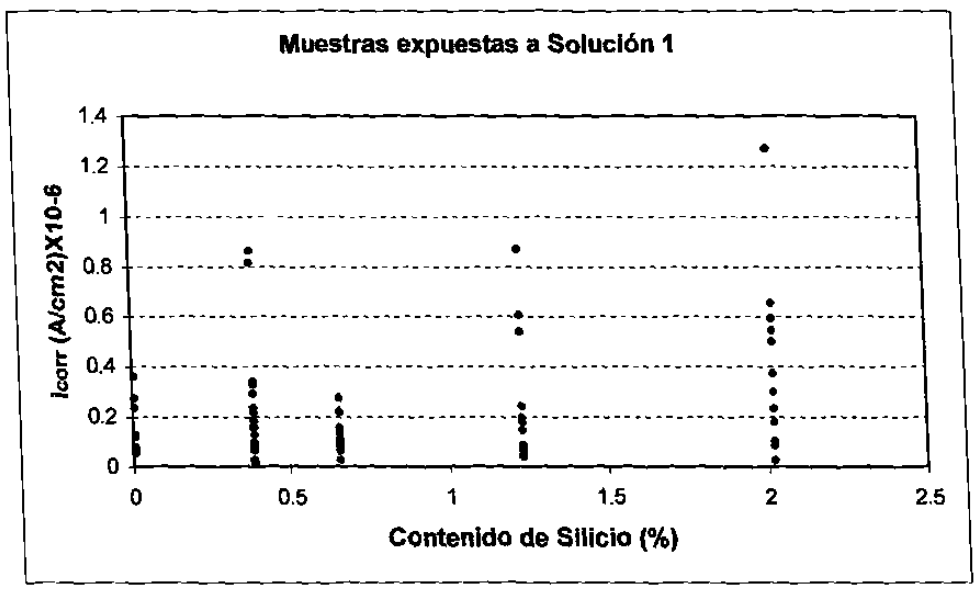

Figura 4.3: Gráfica que presenta las velocidades de corrosión para las muestras de los aceros expuestos en la Solución 1 ($Ca(OH)_2$) en función del contenido de silicio.

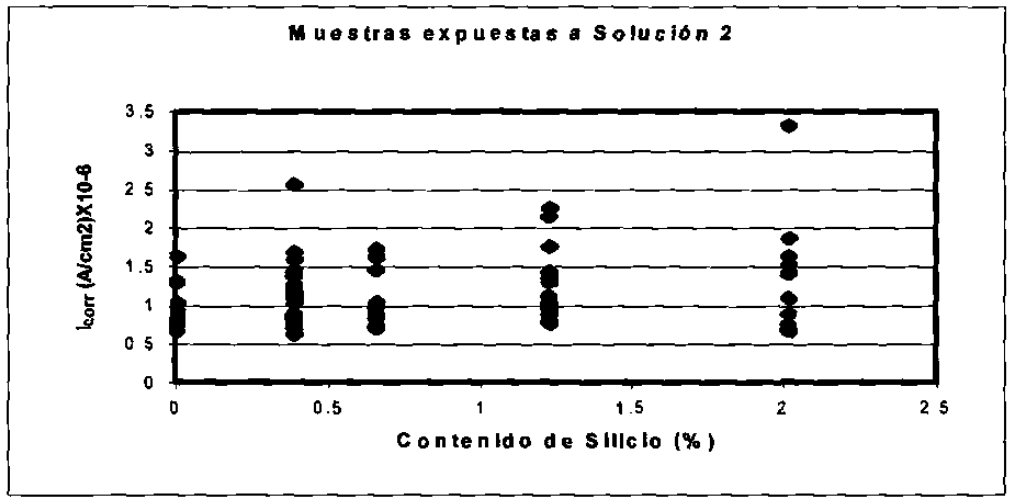

Figura 4.4: Gráfica que presenta las velocidades de corrosión para las muestras de los aceros expuestos en la Solución 2 ($Ca(OH)_2$ + NaCl) en función del contenido de silicio.

De estos gráficos se observa que el comportamiento de las muestras en las dos soluciones es prácticamente el mismo. Sin embargo, el tener velocidades de corrosión mayores en los metales expuestos a la Solución 2 (figura 4.4), permite diferenciar el comportamiento de los aceros en función del contenido de silicio. Es en este gráfico donde se aprecia que las menores velocidades de corrosión se presentan para los aceros que contienen entre un 0.383 y un 0.387% de silicio, mientras que los aceros que contienen 1.23 y 2.02% de silicio presentan las mayores velocidades de corrosión.

Las microestructuras que presentan estos dos grupos de aceros indican que los aceros con 0.383 y 0.387% de silicio(figuras 2.16, 2.20, 2.22, 2.26, 2.28, 2.32, 2.34 y 2.38), no desarrollan estructuras de aceros doble – fase ferrítico martensíticos, sino más bien estructuras donde se presenta bainita. Por otra parte, los aceros que desarrollan en mayor grado la estructura ferrita – martensita presentan mayores velocidades de corrosión.

Por otro lado al graficar las pérdidas en peso de las muestras expuestas a la Solución 1 en una escala vertical y los valores de i_{corr} correspondientes a estos valores, se obtiene el siguiente gráfico:

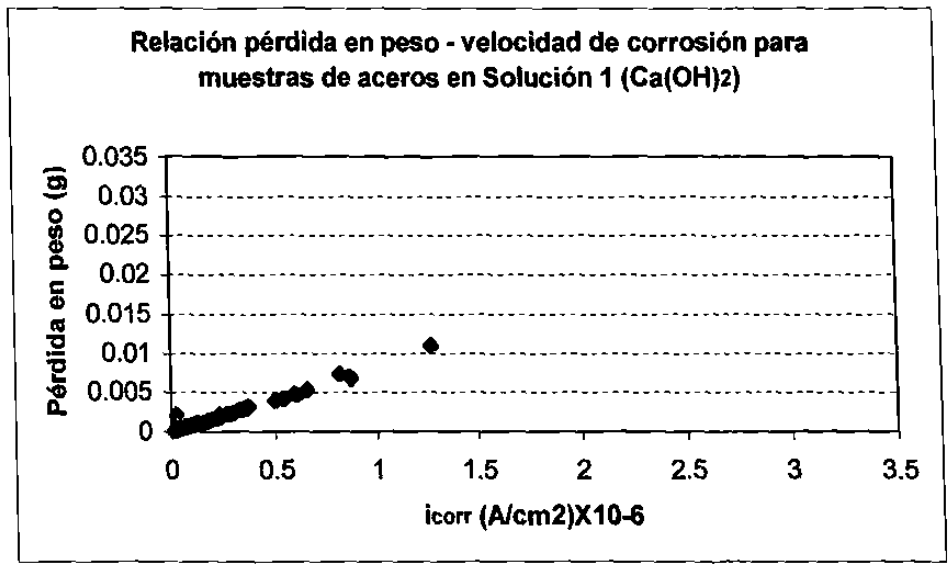

Figura 4.5: Gráfico que muestra la relación que existe entre la pérdida de peso de las muestras expuestas a la Solución 1 y su correspondiente velocidad de corrosión.

Una gráfica similar, ver figura 4.6, se puede obtener al graficar los valores de pérdida en peso e i_{corr} para las muestras de los aceros que estuvieron expuestas a la Solución 2. Al comparar los gráficos 4.5 y 4.6, mediante el gráfico 4.7, se observa que los valores de pérdida en peso y velocidad de corrosión presentan una relación lineal.

Esta línea de tendencia indica que todos los aceros presentan una misma cinética de corrosión, aún y cuando las muestras fueron sometidas a dos condiciones de agresividad diferentes.

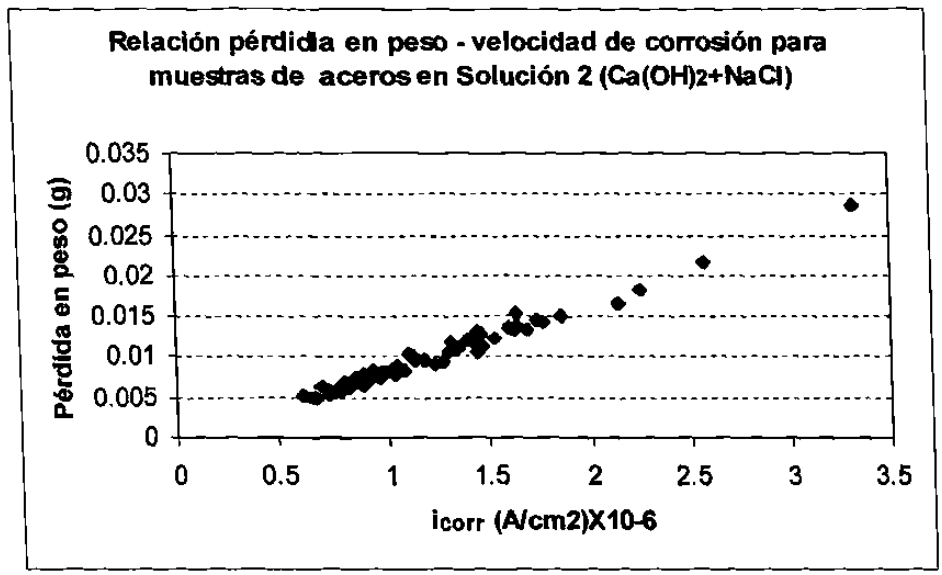

Figura 4.6: Gráfico que muestra la relación que existe entre la pérdida de peso de las muestras expuestas a la Solución 1 y su correspondiente velocidad de corrosión.

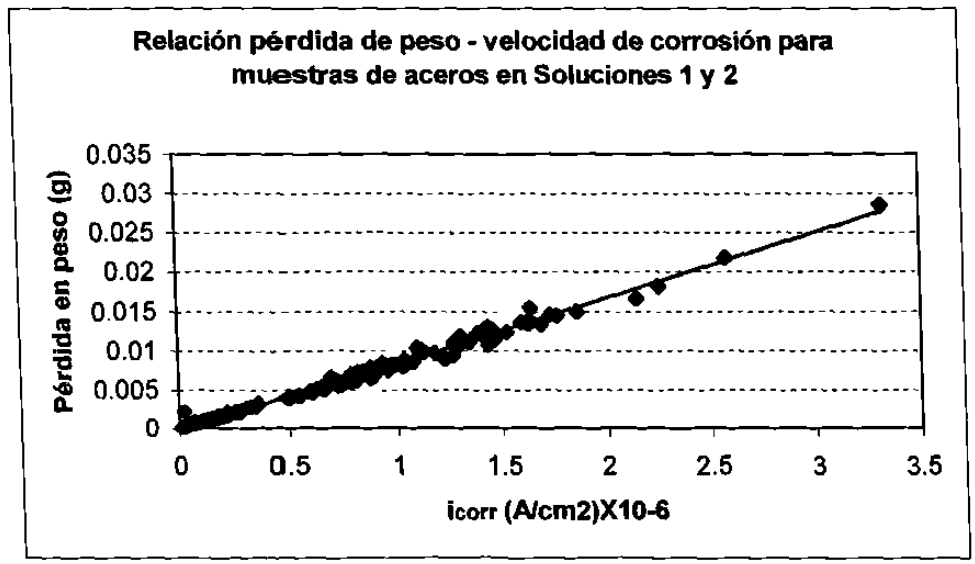

Figura 4.7: Gráfico que muestra la relación que existe entre la pérdida de peso de las muestras expuestas a las Soluciones 1 y 2, y su correspondiente velocidad de corrosión

Es decir, los aceros estudiados presentan un mismo mecanismo de corrosión, sin importar el porcentaje de silicio que cada uno de éstos contenga en su aleación, y sin importar el medio al que sean expuestos.

Debido a que los aceros expuestos en la Solución 1 ($Ca(OH)_2$) y en la Solución 2 ($Ca(OH)_2$ + NaCl) desarrollan un mismo proceso de corrosión, se puede hablar de una constante de Faraday para esta familia de aceros. La constante de Faraday se determina al graficar los valores de pérdida de peso y velocidades de corrosión (figura 4.7), al determinar el valor de la pendiente que la línea de tendencia presente. Para esta familia de aceros, el valor de la constante de Faraday es de 0.0087 $A \bullet g/cm^2$.

Todas las muestras de los aceros al silicio que fueron sometidas a las pruebas de corrosión acelerada en presencia de iones cloruro (Cl^-), presentaron picaduras (figuras 3.11, 3.12 y 3.13). Esto indica que el mecanismo de corrosión que se presentará para estos aceros al ser utilizados como varilla de refuerzo, es el de corrosión localizada por picadura.

Un material de tales características no debe ser utilizado para la fabricación de varilla de refuerzo, ya que el desarrollo de este tipo fenómenos de corrosión es difícil de detectar y de reparar en estructuras de concreto armado.

De las figuras 3.11, 3.12 y 3.13, se observa que las picaduras presentes en estos aceros no siguen un patrón preferencial de ataque a alguna de las fases. En cambio, el inicio de las picadura de presenta en las inclusiones no metálicas que el material contiene. A partir de estas imperfecciones la picadura comienza a desarrollarse, creciendo a lo largo de los límites de frontera ferríticos.

En la tabla 4.1 se presentan cuales son las causas más comunes para que se presenten pilas de corrosión en un sistema determinado.

Tabla 4.1: Causas responsables de la formación de pilas de corrosión[54].

Tipos de heterogeneidades	Ejemplos de pilas locales generadas
Heterogeneidades del metal	De constitución: En aleaciones bifásicas y polifásicas, partículas contaminantes en la superficie, segregaciones, uniones bimetálicas, etc. De estructura: Límites de grano, dislocaciones emergentes, anisotropía de los granos cristalinos, etc. De orden mecánico: Tensiones, conformación, soldadura, etc. De estado superficial: Grado de pulido, rayas, discontinuidades de las capas protectoras, etc.
Heterogeneidades del medio agresivo	Diferencias de concentración de oxígeno: Pilas de Evans o de aireación diferencial. Diferencias de concentración salina, composición o pH.
Heterogeneidades en las condiciones de exposición	Diferencias de temperatura. Diferencias de potencial: Debidas a la actuación de un campo eléctrico externo sobre la estructura metálica.

4.3 Medición de potenciales de corrosión (E_{corr}).

Como se explica en el Capítulo 3, se realizó una primer etapa de mediciones de potenciales de corrosión para los aceros 1, 3, 4, A1, A4, B3, C3, D1 y D4. Los gráficos donde se presentan los resultados de estas mediciones de potencial son las figuras 3.21 a la 3.29.

De acuerdo al gráfico de la figura 3.20, el acero convencional de refuerzo en las estructuras de concreto puede presentar tres tipos de comportamiento en

función de los valores de potencial que se detecten. Así, un acero convencional presenta corrosión incipiente cuando sus valores de potencial de corrosión son mayores a -0.150 V; este mismo acero presenta corrosión moderada cuando su potencial se encuentra entre –0.150 y -0.350 V; un acero convencional con valores de potencial menores a los –0.350 V presentará corrosión severa[52].

Como se puede observar en los gráficos 3.21 al 3.29, todos los aceros desarrollan potenciales de corrosión que se encuentran en el intervalo comprendido entre los –0.300 V a los –0.600 V. Esto indica que todos los aceros involucrados es esta primer etapa de mediciones han presentado potenciales de corrosión que indican fenómenos de deterioro del acero que podemos considerar como grave.

Otra observación importante es el hecho de que los gráficos presentan caídas de potencial repentinas, las cuales indican que los aceros embebidos en el mortero presentan picaduras.

La razón de esto puede explicarse de la siguiente manera: al generarse una picadura en un metal que está siendo corroído, se genera una zona anódica muy pequeña, en la cual se presentará una diferencia de potencial considerable. Debido a que el área que está siendo corroída es muy pequeña con respecto al resto del material, los fenómenos de corrosión sólo se realizarán en esta zona y el resultado será una deterioro localizado del metal.

A fin de comprobar estas consideraciones, las probetas de mortero de esta serie de mediciones de potencial fueron fracturas para observar el grado de deterioro que presentan las muestras de metal después de 12 meses de estar embebidas en el mortero.

Al extraer las barras de acero de las probetas de mortero, se observó que la superficie del metal permaneció prácticamente inalterable, es decir, no se

presentaron fenómenos de corrosión generalizada como se hubiera esperado de un acero convencional. Sin embargo, se observaron picaduras de corrosión en distintas zonas superficiales.

La evidencia de estas picaduras sobre la superficie de las muestras de aceros, comprueban el comportamiento de potencial de corrosión que se detectó con el Poteciostato – Galvanostato. Por otro lado, también se valida el comportamiento de las muestras de los aceros cuando fueron sometidos a las pruebas de corrosión acelerada en la Solución 2 ($Ca(OH)_2$ + NaCl).

Como se explica en el capítulo uno de este estudio, una de las características del concreto es que tiene una red de poros interconectados[5]. Esta misma situación se presenta en el mortero, situación que puede relacionarse con el concepto de permeabilidad, característica que controla el paso de agentes químicos agresivos hasta el acero de refuerzo.

La permeabilidad hace que el mortero se comporte como una membrana semi-permeable en donde se lleva a cabo la migración, en este caso, de iones cloruro (Cl^-), humedad, oxígeno (los cuales, aceleran un proceso corrosivo). Así, en la interfase acero - mortero se crea una membrana selectiva a los iones, en donde por un lado se presenta el ion cloruro (Cl^-) que se dirige hasta el acero produciendo la oxidación del hierro (Fe) del acero y generando un producto de esta oxidación (Fe^{2+}), creando de esta manera, pilas de concentración diferencial de pH. Este comportamiento ocasiona que se destruya la película de óxido protector del acero, rompiendo la pasividad del mismo para dar lugar a celdas pasivo/activo, que, con el transcurrir del tiempo generan zonas corroídas y zonas sin corroer. Todo esto da por resultado la formación de una corrosión localizada[52].

La picadura es una forma de ataque localizado que da por resultado la formación de huecos en el metal. Estos huecos pueden tener diámetros

variados, desde unas cuantas micras hasta milímetros. Se le considera como una de las formas de corrosión más destructivas[9].

La picadura es resultado de reacciones anódicas que se presentan en un metal. Por la naturaleza de este tipo de corrosión, la picadura se considera como un proceso autocatalítico, ya que es capaz de autoestimularse una vez que ha comenzado. Esto puede explicarse por medio de la figura 4.8.

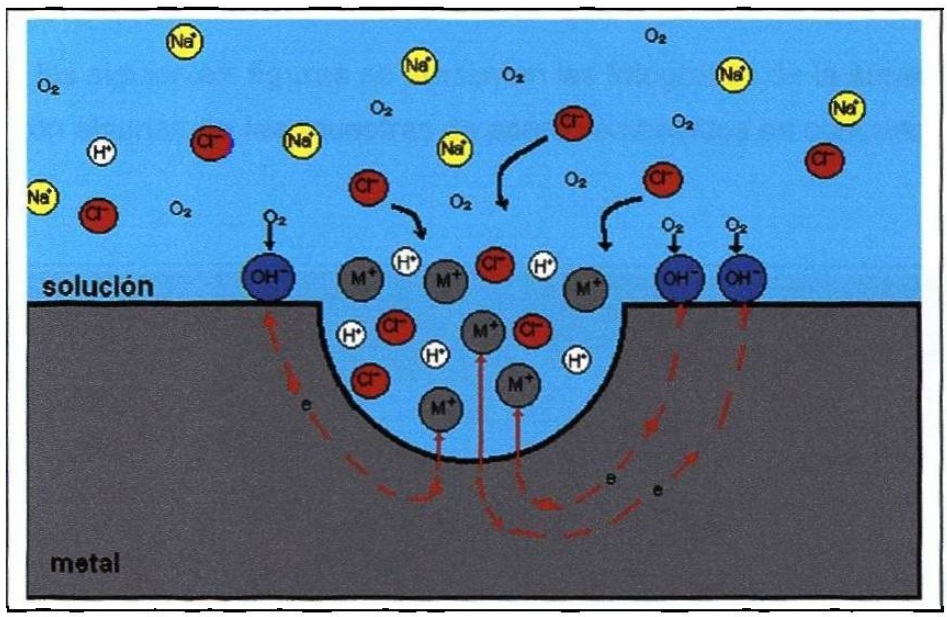

Figura 4.8: Proceso autocatlítico en un proceso de corrosión por picadura.

En esta figura un metal M esta siendo corroída por picadura debido a una solución aireada de cloruro de sodio (NaCl). Una rápida disolución del metal se presentará en la picadura, mientras la reducción del oxígeno se presenta en las superficies adyacentes. Este proceso se estimula y se propaga por sí mismo. La rápida disolución del metal en la picadura tiende a producir un exceso de carga positiva en esta área, propiciando la migración de iones cloruro (Cl^-) para mantener el equilibrio eléctrico. De esta manera habrá, una gran concentración del compuesto MCl y, como consecuencia de una hidrólisis que se está llevando a cabo (de acuerdo a la ecuación 4.1), también habrá una gran concentración de hidrógeno.

$$M^{+}Cl^{-} + H_2O = MOH\downarrow + H^{+}Cl^{-} \qquad (4.1)$$

Los iones hidrógeno (H^+) y los iones cloruro (Cl^-) estimulan la disolución de más metal, y el proceso entero se acelera conforme transcurre el tiempo. Debido a que la solubilidad del oxígeno en una picadura es prácticamente cero en soluciones concentradas, no se presenta reducción de oxígeno en la picadura. La reducción catódica del oxígeno se realiza en las superficies adyacentes a la picadura, las cuales no desarrollan procesos de corrosión[9].

En las siguientes figuras se presentan las fotografías de la superficie que presentaron algunas de las muestras de aceros embebidos en concreto.

Figura 4.9: Fotografía que presenta los especímenes del acero C3 embebidos en concreto y utilizados para realizar mediciones de potencial de corrosión. Después de 12 meses de exposición, la superficie permaneció prácticamente inalterable, pero se observa la presencia de picaduras.

Figura 4.10: Fotografía que presenta los especímenes del acero D4 embebidos en concreto y utilizados para realizar mediciones de potencial de corrosión. Después de 12 meses de exposición, la superficie permaneció prácticamente inalterable, pero se observa la presencia de picaduras.

Así, se puede decir que las pruebas de corrosión acelerada para los aceros estudiados fueron representativas, ya que éstas fueron corroboradas mediante la realización de las pruebas de medición de potenciales de electrodo (que detectaron la generación de picaduras) y al extraer los especímenes de metal de las probetas acero – mortero, se observan dichas picaduras en sus superficies..

En la segunda etapa de mediciones de potencial de electrodo para las muestras de metal que fueron modificadas, se presenta un comportamiento diferente de acuerdo a la información contenida en el gráfico de la figura 3.35.

En la figura 3.35 podemos observar que la tendencia del potencial del sistema de acero - mortero sin NaCl y expuesto a un medio de agua potable es hacia potenciales superiores a los –0.150 V, es decir, tiende a pasivarse, lo cual es lo esperado debido a que no existen sustancias agresivas para el metal embebido.

Por otro lado, para el metal que fue embebido en mortero preparado con la adición de cloruros, muestra un comportamiento de corrosión severa durante los primeros días de exposición, sin embargo su tendencia es hacia la pasividad. Cabe hacer notar que su gráfica de comportamiento no muestra fluctuaciones repentinas de potencial, es decir, el espécimen metálico embebido en el concreto no ha presentado fenómenos de corrosión por picadura

En el caso del sistema expuesto al agua salada, el metal muestra una tendencia a presentar fenómenos de corrosión graves y no indica todavía, alguna tendencia a la pasivación. Para este sistema se observan ligeras caídas de potencial, lo cual indica fenómenos de corrosión por picadura.

De este último gráfico, también se puede observar que las modificaciones efectuadas a la microestructura de los aceros involucrados en esta etapa de medición sí presentan cambios con respecto a los aceros de la familia 3, ya que la probeta de mortero con sal presenta una mejora significativa en su comportamiento de potencial, tendiendo a una estado pasivo, lo cual no ocurre con los aceros 3, B3 y C3, correspondientes a la primer etapa de mediciones (figuras 3.19, 3.23 y 3.24).

La modificación más importante para estos aceros es el hecho de que fueron rectificados mediante un maquinado superficial. El objetivo de este rectificado es el de eliminar la capa metal decarburado y posibles imperfecciones superficiales como grietas debidas a los procesos de laminado.

El rectificado superficial de las muestras de acero modificado contribuyó a mejorar las propiedades de resistencia a la corrosión de dichas muestras, ya que de acuerdo al gráfico de la figura 3.35, la muestra embebida en el mortero con ion cloruro (Cl^-) no presenta fluctuaciones de potencial de corrosión repentinas y tiende a un estado de pasividad.

En resumen, las ideas más importantes que pueden obtenerse de este apartado del estudio son las siguientes:

a) De los análisis metalográficos efectuados, para los 24 aceros generados únicamente los aceros B4, D4 y C4 pueden considerarse como aceros doble – fase ferrítico martensíticos.
b) Estos aceros presentan contenidos de 2.02% de silicio y la temperatura de tratamiento térmico intercrítico es superior a los 815 °C.
c) De acuerdo a la información obtenida mediante los ensayos de corrosión acelerada, los aceros que mejores propiedades de resistencia a la corrosión desarrollan son los aceros con contenidos de 0.383 y 0.387% de silicio. Los aceros que mayores velocidades de corrosión presentan son aquellos con contenidos de silicio superiores a 1.23%.
d) Se presenta una misma cinética de corrosión para todos los aceros de la familia de aceros al silicio.
e) El mecanismo de corrosión que se presenta en estos aceros sometidos a condiciones de corrosión acelerada, similares a las condiciones marinas, es el de corrosión localizada por picadura.
f) Cuando muestras de estos aceros son embebidos en mortero, los aceros aleados al silicio de esta familia no son capaces de resistir a fenómenos de corrosión.
g) De acuerdo a las mediciones de potencial de corrosión, estos aceros desarrollan fenómenos de corrosión por picadura.

n) Mediante la modificación de la estructura interna y de las características superficiales de estos aceros, es posible mejorar sus características de resistencia a la corrosión.

CAPÍTULO 5

CONCLUSIONES

A continuación se presentan las conclusiones obtenidas en este estudio:

I. Es posible generar aceros doble – fase ferrítico martensíticos mediante una composición química y un tratamiento térmico intercrítico adecuados.

II. Los aceros utilizados para efectuar la evaluación de propiedades de resistencia a fenómenos de corrosión presentan defectos estructurales, los cuales actúan como promotores de dichos fenómenos.

III. Bajo las condiciones de experimentación efectuadas, el mecanismo de corrosión que se presenta para esta familia de aceros es el de corrosión localizada por picadura.

IV. Para las condiciones de experimentación efectuadas, los aceros evaluados no son viables para la fabricación de varilla de refuerzo en estructuras de concreto armado.

V. Mediante la modificación microestructural y de superficie de estos aceros, es posible mejorar las propiedades de resistencia a la corrosión de los mismos.

CAPÍTULO 6

RECOMENDACIONES

A fin de dar seguimiento al estudio presentado, se sugiere seguir las siguientes recomendaciones:

I. Generar una nueva familia de aceros con contenidos de silicio superiores a 1.23%.

II. Llevar a cabo una nueva serie de tratamientos térmicos para corroborar la temperatura de tratamiento térmico intercrítico más adecuada para la generación de la doble – fase ferrita martensita.

III. Controlar la presencia de inclusiones, grietas superficiales y de zonas heterogéneas a un grado tal, que estos defectos en las muestras de metal sean representativos para las condiciones actuales de fabricación de varilla convencional de refuerzo.

IV. Fabricar con estos aceros una nueva serie de probetas *mortero – acero*, la cual debe dividirse en dos partes: la primera parte estará formada por probetas que no contengan *ion cloruro* (Cl^-) en el mortero y, la segunda parte estará formada por probetas que contengan ion cloruro (Cl^-) en el mortero.

V. Realizar análisis electroquímicos a estos sistemas que incluyan *mediciones de potencial* de corrosión (E_{corr}) y medición de velocidades de corrosión (i_{corr}).

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[1] Waddell y Dobrodolwski, *Manual de la construcción con concreto,* capítulo 3, McGraw Hill, México 1996.

[2] Castro P., *Corrosión en estructuras de concreto armado*, Instituto Mexicano del Cemento y del Concreto, México 1998.

[3] Biczok I., *Corrosión y protección del hormigón,* Urmo S.A. de Ediciones, España 1981.

[4] Guzmán A.M., *Influencia del estearato de calcio en silicato tricálcico, clinker y cemento Portland tipo I,* Tesis UNAM Facultad de Química, México D.F. 1989.

[5] Andrade C., *Corrosión localizada del acero en contacto con hormigón,* Revista Iberoamericana de Corrosión y Protección, Vol. XV – núm. 4, 1984.

[6] Smith W.F., *Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales,* McGraw Hill, México 1994.

[7] Brown T.L. y LeMay H.E., *Química la ciencia central,* Prentice Hall Hispanoamericana S.A., México 1991.

[8] Avner, *Introducción a la metalurgia física*, McGraw Hill, México 1994.

[9] Fontana M.G., *Corrosion Engineering,* McGraw Hill International Editions, Singapore 1987.

[10] Uhlig H.H., *Corrosión y control de la corrosión,* Urmo S.A. de Ediciones, España 1979.

[11] Avila y Genescá, *Más allá de la herrumbre*, Fondo de Cultura Económica S.A., México 1986.

[12] Evans U.R., *Corrosiones metálicas*, Editorial Reverté S.A., España 1987.

[13] Feliu S. y Morcillo M., *Corrosión y protección de los metales en la atmósfera*, Ediciones Bellaterra S.A., España 1982.

[14] Andrade J.A., Andrade C. y Escudero M.L., *Corrosión de las armaduras por carbonatación del hormigón*, Revista Iberoamericana de Corrosión y Protección, Vol. XV – núm. 4, 1984.

[15] Comisión Federal de Electricidad e Instituto de Ingenieria UNAM, *Manual de tecnología del concreto (Sección 3)*, LIMUSA S.A., México 1986.

[16] Felui S., *Principios de corrosión electroquímica y tipos de ataque*, XI Curso de estudios mayores de la construcción CEMCO´88, Instituto Eduardo Torroja de la Construcción y el Cemento del Consejo Superior de Investigaciones Científicas, Madrid España 1988.

[17] ACI Committe 201, Report 201 2R *Guide to Durable Concrete*, American Concrete Institute, Detroit Michigan 1982.

[18] ACI Committe 222, Report 222 R, *Corrosion of Metals in Concrete*, American Concrete Institute, Detroit Michigan 1989.

[19] ACI Committe 318, *Building Code Requirements for Reinforced Concrete*, American Concrete Institute, Detroit Michigan 1989.

[20] Pereperéz B., Barberá E. y Andrade C., *La agresividad ambiental y la durabilidad de las estructuras de hormigón*, XI Curso de estudios mayores de la construcción CEMCO´88, Instituto Eduardo Torroja de la Construcción y el Cemento del Consejo Superior de Investigaciones Científicas, Madrid España 1988.

[21] Torres A., Sagüés A., *Time prediction for concrete cover cracking due to corrosion of embedded steel*, LATINCORR 98 III NACE Latin American Corrosion Congress y VI Congreso Iberoamericano de Corrosión y Protección, Cancún México 1998.

[22] Jackson D.R., Islam M., *State of the art technologies por corrosion condition assesment of reinforced concrete structures and a methodology for decision making*, LATINCORR 98 III NACE Latin American Corrosion Congress y VI Congreso Iberoamericano de Corrosión y Protección, Cancún México 1998.

[23] Malisehv, Nikolaiev y Shuvalov, *Tecnología de los metales*, LIMUSA Editores, México 1994.

[24] Pickering F.B., *Physical Metallurgy and the Design of Steels*, Applied Science Publishers, England 1983.

[25] Llewellyn D.T., *Steels Metallurgy and Applications*, Butterworth-Heinemann Ltd, Great Britain 1992.

[26] Metals Handbook Volume 1, *Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys,* ASM International, 10th Edition 1990.

[27] *Enciclopedia Barsa,*Tomo XIII, Encyclopaedia Britannica, Inc., Estados Unidos de Norteamerica 1971.

[28] Roberts Austen W., *An introduction to the study of metallurgy*, C. Griffin and Company Ltd, London 1910.

[29] Leslie W.C., *The Physical Metallurgy of Steels,* McGraw Hill, Tokio 1982.

[30] Peters A.T., *Producción siderúrgica*, LIMUSA Editores, México 1987.

[31] Trejo D., Monteiro P., Thomas G. and Wang X., *Mechanical properties and corrosión susceptibility of dual-phase steel in concrete,* Cement and Concrete Research, Vol. 24,
No. 7, pp. 1245-1254, 1994.

[32] Trejo D., Monteiro P. and Thomas G., *Dual-Phase ferritic martensitic steel for concrete reinforcement,* Proceedings of the fifth (1995) International Offshore and Polar
Engineering Conference, pp. 177-182, The Netherlands 1995.

[33] Thomas G., comunicación personal, UANL-FIME-DIMAT, noviembre 1998.

[34] Lizcano C., *Varillas de acero de doble fase resistentes a la corrosión*, Ciclo de seminarios agosto 1998 – enero 1999 Doctorado en Ingeniería de Materiales FIME – UANL, noviembre 1998.

[35] Cerda O., comunicación personal, HyLSA, marzo 1998.

[36] Lagneborg R., *Structure – property relationships in dual phase steels*, Proceedings of Seminar held at the Berlin Hilton Hotel, october 1978.

[37] Davies R.G., *Influence of silicon and Phosphorous on the mechanical properties of both ferrite and dual-phase steels,* Metalurgical Transactions of The American Society for Metals and the Metallurgical Society of AIME, Volume 10A, January 1979, pp. 113-118.

[38] Repas P.E., *Physical metallurgy of dual-phase steels*, 21st Mechanical Working and Steel Processing Division Conference, October 1979, Cleveland Ohio.

[39] Petzow G., *Metallographic etching,* American Society for Metals, ASM International, 1978.

[40] Tödt F., *Corrosión y protección*, Ediciones Aguilar, Madrid 1959.

[41] Sprowls P.O., *Planning and preparation of Corrosion tests*, ASM Handbook Volume 13 "Corrosion", ASM International, December 1992.

[42] Metals Handbook Volume , *Metallographic etching,* ASM International, 10th Edition 1990.

[43] Grinberg D.M.K. de, *Tratamientos térmicos de los aceros y sus prácticas de laboratorio*,LIMUSA, México 1994.

[44] Rodríguez P., Ramírez E. and González J.A., *Methods for studying corrosion in reinforced conrete,* Magazine of Concrete Research, Vol. 46, No. 167, June 1994.

[45] Alonso C. y Andrade C., *Aproximación al efecto de la resistividad del hormigón en la corrosión de armaduras embebidas en hormigón,* Materiales de construcción, Vol. 37, No. 207, julio/agosto/septiembre 1987.

[46] Rodríguez P. and González J.A., *Use of the coulostatic method for measuring corrosion rates of embedded metal in concrete,* Magazine of Concrete Research, Vol. 46, No. 167, June 1994.

[47] González J.A., López W. and Rodrígez P., *Effects of noisture availability on corrosion kinetics of steel embedded in concrete*, Corrosion, Vol. 49, No. 12, December 1992.

[48] González J.A., Feliú S., Rodríguez P., Ramírez E., Alonso C. and Andrade C., *Some questions on the corrosion of steel in concrete (part I): when , how and how much steel corrodes,* Materials and Structures, Vol. 29, January-Febraury 1996.

[49] González J.A., Feliú S., Rodríguez P., Ramírez E., Alonso C. and Andrade C., *Some questions on the corrosion of steel in concrete (part II): Corrosion mechanism and monitoring, service life prediction and protection methods,* Materials and Structures, Vol. 29, January-Febraury 1996.

[50] Castelan W.G., *Fisicoquímica*, Addison-Wesley Iberoamericana S.A., E.U.A. 1987

[51] Annual Book of ASTM Standards, part 13, 1977.

[52] Rodríguez P., *Introducción a la corrosión,* Doctorado en Ingeniería de Materiales de FIME, UANL, 1998.

[53] Weyers R.E., *Rehabilitation oh chloride contaminated concrete structures using corrosion inhibitator posttreatments*, 6th Iberoamerican congress of corrosion and protection LATINCORR 98, Cancún 1998.

LISTADO DE FIGURAS

Figura	Descripción	Página
1.1	Efecto exagerado de una carga sobre una viga construida con concreto reforzado.	2
1.2	Esquema que muestra la constitución del concreto reforzado.	2
1.3	Esquema que muestra un sistema de poros en el concreto.	4
1.4	Diagrama que muestra la disposición de una celda electrolítica de corrosión.	7
1.5	Comportamiento de dos metales (a) y (b) en una solución determinada.	9
1.6	Productos de corrosión del acero embebido en el concreto y su efecto en el mismo.	12
1.7	Figura que ilustra la representación esquemática de una celda de corrosión electrolítica en el concreto reforzado.	12
1.8	Diagrama de Pourbaix simplificado para el hierro a 25 °C.	15
1.9	Corrosión en la armadura metálica debida a concreto carbonatado.	16
1.10	Corrosión por picadura de la varilla de acero embebida en concreto por acción de iones cloruro (Cl^-).	18
1.11	Modelo de vida útil de una estructura de concreto Reforzado.	21

2.1	Sección de diagrama de fase que muestran la modificación del diagrama Fe-Si-C al adicionar 2.4% de silicio en peso a la aleación.	25
2.2	Microestructura característica de un acero doble - fase.	26
2.3	El esfuerzo de cedencia como función del contenido de silicio en el acero.	27
2.4	Comportamiento de aceros a ambientes corrosivos.	28
2.5	Gráfico que muestra los resultados de pruebas de corrosión en aceros convencionales y aceros doble - fase, de acuerdo a norma ASTM-G1.	29
2.6	Imagen de SEM que muestra la microestructura de un acero doble - fase (DFM steel).	30
2.7	Figura que ilustra los procesos de fabricación de la familia de aceros al silicio involucrada en la evaluación.	32
2.7	Tabla de los aceros en los que se efectuó el tratamiento intercrítico y gráfica del mismo.	33
2.9	Metalografía de acero 1	35
2.10	Metalografía de acero 2	35
2.11	Metalografía de acero 3	35
2.12	Metalografía de acero 4	35
2.13	Metalografía de acero 5	35
2.14	Metalografía de acero 6	35
2.15	Metalografía de acero A1	36
2.16	Metalografía de acero A2	36
2.17	Metalografía de acero A3	36
2.18	Metalografía de acero A4	36

2.19	Metalografía de acero A5	36
2.20	Metalografía de acero A6	36
2.21	Metalografía de acero B1	37
2.22	Metalografía de acero B2	37
2.23	Metalografía de acero B3	37
2.24	Metalografía de acero B4	37
2.25	Metalografía de acero B5	37
2.26	Metalografía de acero B6	37
2.27	Metalografía de acero C1	38
2.28	Metalografía de acero C2	38
2.29	Metalografía de acero C3	38
2.30	Metalografía de acero C4	38
2.31	Metalografía de acero C5	38
2.32	Metalografía de acero C6	38
2.33	Metalografía de acero D1	39
2.34	Metalografía de acero D2	39
2.35	Metalografía de acero D3	39
2.36	Metalografía de acero D4	39
2.37	Metalografía de acero D5	39
2.38	Metalografía de acero D6	39
2.39	Fotomicrografía que muestra la presencia de Inclusiones no metálicas en un acero A5.	41
2.40	Fotomicrografía que muestra la presencia de un anillo de ferrita superficial en un acero A4.	42

2.41	Fotomicrografía que muestra la presencia de una grieta superficial debida al proceso de laminación de un acero B3.	42
2.42	Fotomicrografía que muestra la presencia de heterogeneidad en la distribución de fases de un acero C4.	43
3.1	Secuencia de preparación de probetas para pruebas de corrosión acelerada.	41
3.2	Disposición de las muestras de los aceros al silicio en cada una de las soluciones acuosas.	49
3.3	Comportamiento de la familia de aceros grado A durante los tres ensayos de corrosión acelerada en solución de $Ca(OH)_2$.	57
3.4	Comportamiento de la familia de aceros grado B durante los tres ensayos de corrosión acelerada en solución de $Ca(OH)_2$.	57
3.5	Comportamiento de la familia de aceros grado C durante los tres ensayos de corrosión acelerada en solución de $Ca(OH)_2$.	58
3.6	Comportamiento de la familia de aceros grado D durante los tres ensayos de corrosión acelerada en solución de $Ca(OH)_2$.	58
3.7	Comportamiento de la familia de aceros grado A durante los tres ensayos de corrosión acelerada en solución de $Ca(OH)_2$ +NaCl.	59
3.8	Comportamiento de la familia de aceros grado B durante los tres ensayos de corrosión acelerada en solución de $Ca(OH)_2$ + NaCl.	60
3.9	Comportamiento de la familia de aceros grado C durante los tres ensayos de corrosión acelerada en solución de $Ca(OH)_2$ +NaCl.	60
3.10	Comportamiento de la familia de aceros grado D durante los tres ensayos de corrosión acelerada en solución de $Ca(OH)_2$ +NaCl.	61

3.11	Muestra de acero B3 sujeta a prueba de corrosión acelerada en Solución 2.	62
3.12	Muestra de acero C6 sujeta a prueba de corrosión acelerada en Solución 2.	62
3.13	Muestra de acero D6 sujeta a prueba de corrosión acelerada en Solución 2.	63
3.14	Aceros seleccionados (indicados en amarillo) para efectuar pruebas electroquímicas de medición de potencial	67
3.15	Probeta acero - mortero utilizada en las pruebas electroquímicas de medición de potenciales de corrosión.	69
3.16	Diagrama que muestra los elementos de las probetas acero - mortero.	70
3.17	Disposición de probetas varilla – mortero sumergidas parcialmente en agua.	71
3.18	Disposición del equipo del Potenciostato – Galvanostato para efectuar las mediciones de potencial en las probetas varilla – mortero.	72
3.19	Imagen que muestra las conexiones a realizarse para efectuar mediciones de potencial en las probetas acero – mortero.	73
3.20	Gráfico que muestra los potenciales en los cuales se desarrollarán distintos grados de corrosión en la varilla de refuerzo de una estructura de concreto reforzado.	74
3.21	Gráfica potencial vs tiempo que ilustra el comportamiento para el acero 1.	75
3.22	Gráfica potencial vs tiempo que ilustra el comportamiento para el acero 3.	76
3.23	Gráfica potencial vs tiempo que ilustra el comportamiento para el acero 4.	76
3.24	Gráfica potencial vs tiempo que ilustra el comportamiento para el acero A1.	77

3.25	Gráfica potencial vs tiempo que ilustra el comportamiento para el acero A4.	77
3.26	Gráfica potencial vs tiempo que ilustra el comportamiento para el acero B3.	78
3.27	Gráfica potencial vs tiempo que ilustra el comportamiento para el acero C3.	78
3.28	Gráfica potencial vs tiempo que ilustra el comportamiento para el acero D1.	79
3.29	Gráfica potencial vs tiempo que ilustra el comportamiento para el acero D4.	79
3.30	Acero grado 3 previo al tratamiento térmico de normalizado.	80
3.31	Acero grado 3 después del tratamiento térmico de normalizado.	81
3.32	Acero grado 3 después del tratamiento térmico intercrítico.	81
3.33	Acero grado 3 después del tratamiento térmico intercrítico	81
3.34	Diagrama de probeta acero – mortero para muestras modificadas de acero.	82
3.35	Comportamiento de los aceros modificados expuestos a diferentes sistemas agresivos.	83
4.1	Efecto del silicio en la formación de perlita.	86
4.2	Efecto del silicio en la formación de segunda fase para aceros al silicio con tratamiento térmico intercrítico.	87
4.3	Gráfica que presenta las velocidades de corrosión para las muestras de los aceros expuestos en la Solución 1 ($Ca(OH)_2$) en función del contenido de silicio.	103

4.4	Gráfica que presenta las velocidades de corrosión para las muestras de los aceros expuestos en la Solución 2 ($Ca(OH)_2$ + NaCl) en función del contenido de silicio.	104
4.5	Gráfico que muestra la relación que existe entre la pérdida de peso de las muestras expuestas a la Solución 1 y su correspondiente velocidad de corrosión.	105
4.6	Gráfico que muestra la relación que existe entre la pérdida de peso de las muestras expuestas a la Solución 1 y su correspondiente velocidad de corrosión.	106
4.7	Gráfico que muestra la relación que existe entre la pérdida de peso de las muestras expuestas a las Soluciones 1 y 2, y su correspondiente velocidad de corrosión.	106
4.8	Proceso autocatlítico en un proceso de corrosión por picadura.	111
4.9	Fotografía que presenta los especímenes del acero C3 embebidos en concreto y utilizados para realizar mediciones de potencial de corrosión.	112
4.10	Fotografía que presenta los especímenes del acero D4 embebidos en concreto y utilizados para realizar mediciones de potencial de corrosión.	113

LISTADO DE TABLAS

Tabla	Descripción	Página
1.1	Contenidos máximos de cloruros en el concreto para minimizar el riesgo de corrosión en el acero de refuerzo.	18
2.1	Análisis químico de aceros al Silicio.	33
3.1	Resultados obtenidos del primer ensayo de corrosión acelerada en solución de hidróxido de calcio ($Ca(OH)_2$).	51
3.2	Resultados obtenidos del segundo ensayo de corrosión acelerada en solución de hidróxido de calcio ($Ca(OH)_2$).	52
3.3	Resultados obtenidos del tercer ensayo de corrosión acelerada en solución de hidróxido de calcio ($Ca(OH)_2$).	53
3.4	Resultados obtenidos del primer ensayo de corrosión acelerada en solución de hidróxido de calcio ($Ca(OH)_2$) y sal común (NaCl).	54
3.5	Resultados obtenidos del segundo ensayo de corrosión acelerada en solución de hidróxido de calcio ($Ca(OH)_2$) y sal común (NaCl).	55
3.6	Resultados obtenidos del tercer ensayo de corrosión acelerada en solución de hidróxido de calcio ($Ca(OH)_2$) y sal común (NaCl).	56

3.7	Criterio para determinar la espontaneidad o no espontaneidad de un sistema para presentar fenómenos de corrosión.	66
3.8	Proporciones de constituyentes utilizados en la fabricación de mortero para probetas.	68
4.1	Causas responsables de la formación de pilas de corrosión.	108

RESUMEN AUTOBIOGRÁFICO

Octavio Covarrubias Alvarado

Candidato para el Grado de
Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con Especialidad en Materiales

Tesis: *Determinación de propiedades de resistencia a la corrosión de aceros aleados al Silicio y embebidos en mortero*

Octavio Covarrubias Alvarado nació en la Ciudad de México el 29 de Enero de 1975. Hijo del Sr. Octavio Covarrubias García y de la Sra. Adela Alvarado Muñoz, radica en la Ciudad de Monterrey N. L. desde 1986.

Curso sus estudios profesionales en la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la Universidad Autónoma de Nuevo León, obteniendo el título de Ingeniero Mecánico Metalúrgico durante 1997.

En febrero de 1997 inicia sus estudios de Maestría en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con Especialidad en Materiales, becado por el Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT), dentro del Plan Doctoral de Ingeniería Mecánica con Especialidad en Materiales (DIMAT) de esta misma facultad.

Ha participado en diferentes proyectos de investigación dentro de las áreas de la corrosión y de la fundición. Es catedrático de la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica desde 1997.