

CAPÍTULO 6

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

6.1 Pruebas de corrosión acelerada.

Los resultados obtenidos en las pruebas aceleradas de corrosión se muestran en las gráficas de la figura 6.1 donde se representa la i_{corr} calculada a partir de las leyes de Faraday⁽⁴⁷⁾ contra el número de prueba.

Como se puede observar, en la figura 6.1(a), después de la primera prueba (30 días), los valores de i_{corr} disminuyeron de $0.7 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ (promedio) hasta $0.1 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ debido a que se generó una capa de óxido, lo que significa que no hubo sitios preferenciales de ataque localizado, el pH predominante durante las pruebas fue de 13 (típico del concreto) el cual ayuda a la generación de capas pasivas en la superficie del acero, explicándose de esta manera la tendencia de la velocidad de corrosión hacia valores menores. Ahora bien, aparte de la naturaleza intrínseca del acero a reaccionar cuando está expuesto a soluciones acuosas (corrosión acuosa), un mecanismo que provoca la corrosión del mismo es la pérdida de alcalinidad de la solución, esto es, la disminución del pH debido a la reacción del $\text{Ca}(\text{OH})_2$ con el CO_2 (fenómeno de carbonatación) de la atmósfera. Claro está que este mecanismo se lleva a cabo a muy bajas velocidades de reacción ya que la difusión del CO_2 en el agua es extraordinariamente lenta reaccionando sólo con el $\text{Ca}(\text{OH})_2$ que se encuentra en la superficie.

En el caso de la figura 6.1(b), las velocidades de corrosión tienden a incrementarse con el paso del tiempo (90 días) hasta valores de $2.5 \mu\text{A}/\text{cm}^2$. El mecanismo llevado a cabo en los aceros expuestos a esta solución es del tipo localizado, esto es, por picaduras, típico de los ambientes que contienen iones cloruro (Cl^-). En este caso, los cloruros atacan en forma preferencial al acero, ya sea donde existan heterogeneidades tanto físicas como químicas (ralladuras o inclusiones). Debido a este carácter localizado, el área de la picadura

es muy pequeña (ánodo) en comparación con el área adyacente (cátodo) intensificando así la i_{corr} , lo que explica que las velocidades de corrosión de los aceros expuestos a la solución exclusivamente de $\text{Ca}(\text{OH})_2$ de la figura 6.1(a) sean menores que aquellas que presentaron los aceros expuestos a la solución de Cl^- de la figura 6.1(b).

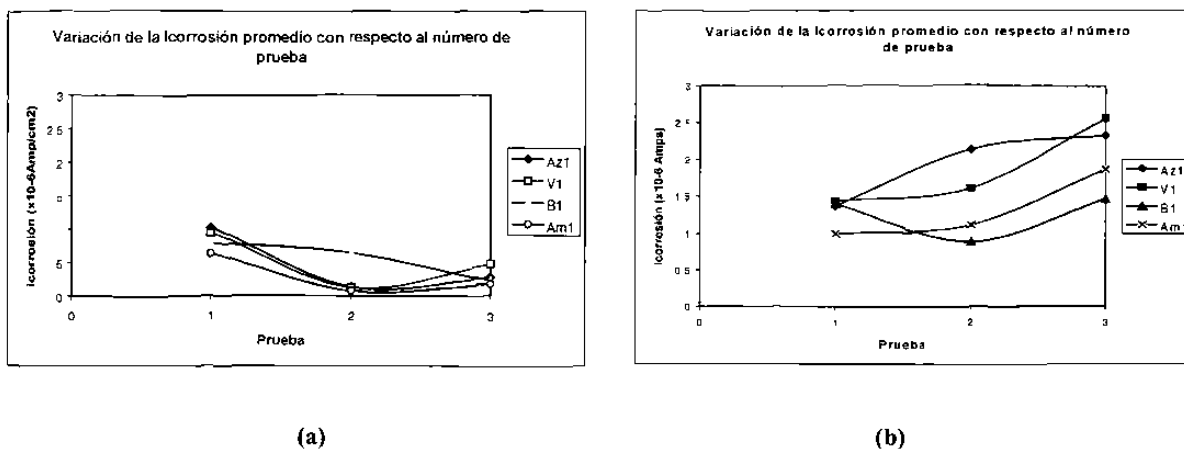


Figura 6.1. Gráficas donde se muestra la variación de la i_{corr} con respecto al número de pruebas realizadas para las diferentes soluciones. a).-Solución de $\text{Ca}(\text{OH})_2$; b).-Solución de $\text{Ca}(\text{OH})_2 + \text{NaCl}$.

Al hacer el análisis de la pérdida de peso de la prueba acelerada con respecto al contenido de Mn, como se muestra en la figura 6.2, se ve claramente que no existe influencia alguna en la pérdida de peso (ΔW) del metal frente a las soluciones de ensayo a medida que el contenido de Mn aumenta, por lo tanto, este elemento puede ser considerado como un aleante sin efecto alguno en la resistencia a la corrosión, contrario a aquella del Cr en donde la corrosión se ve disminuida por formar capas pasivas de óxido como el de cromita (Cr_2O_3). Aunque el Mn no tiene esta capacidad comparada con el cromo, como se ha visto, tiene gran influencia para el tamaño de grano ferrítico contribuyendo a una distribución microestructural homogénea lo que hace que disminuyan los sitios preferenciales de ataque, más sin embargo, este comportamiento no se observa puesto que los aceros ensayados experimentan corrosión.

Por otra parte, como se muestra en la figura 6.3, todos los aceros, independientemente del contenido de Mn y tratamiento térmico, efectúan una correlación directa entre la pérdida de peso y la i_{corr} calculada por las leyes de Faraday⁽²⁾, lo que hace pensar en un único mecanismo de corrosión, verificándose de nuevo el nulo efecto del Mn como agente para aumentar la resistencia a la corrosión en el acero.

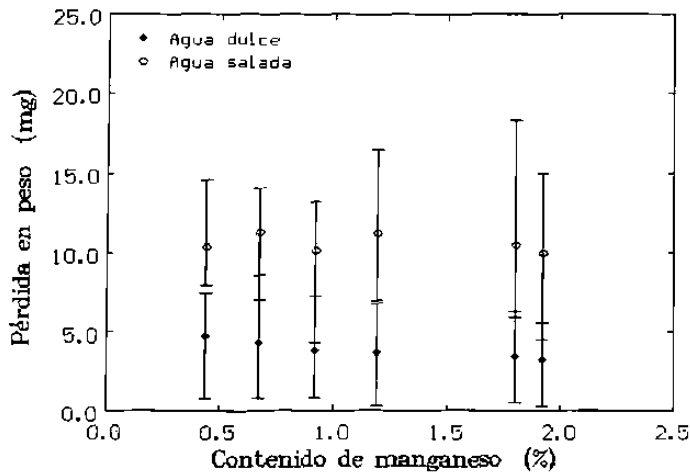


Figura 6.2. Gráfica de la pérdida en peso contra contenido de Mn para todos los tipos de acero que se sometieron a las pruebas de corrosión acelerada.

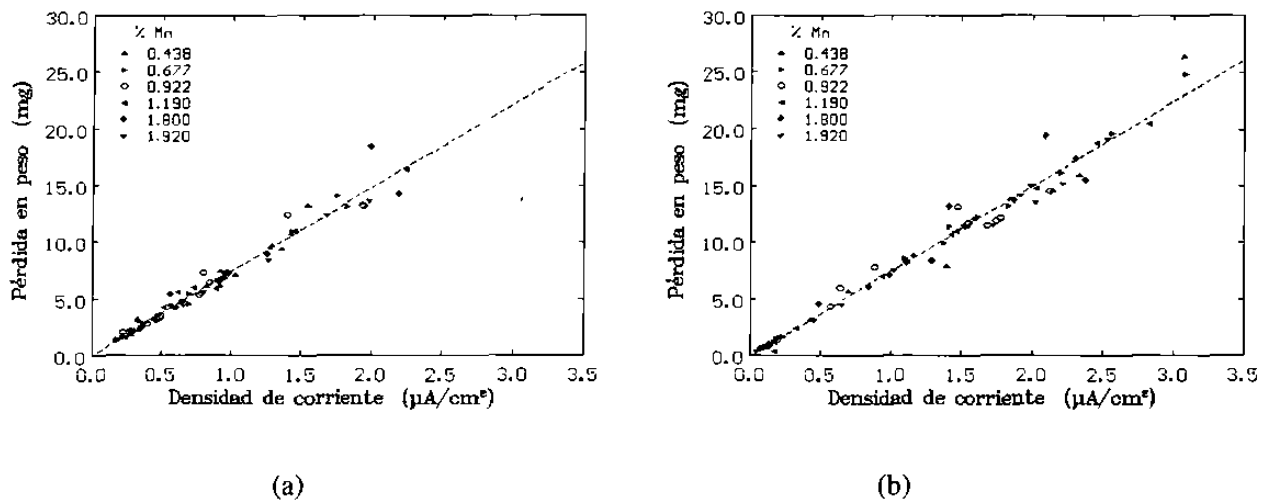


Figura 6.3. Gráfica donde se muestra la proporcionalidad de la pérdida de peso con respecto a la densidad de corriente para todos los aceros que fueron sometidos a las pruebas aceleradas de corrosión, (a) solución de $\text{Ca}(\text{OH})_2$ y (b) solución de $\text{Ca}(\text{OH})_2 + \text{NaCl}$.

En todos los aceros de la tabla 5.2, excepto los llamados T, se encontró gran cantidad de inclusiones no metálicas, ver figura 5.4, lo que contribuye a acelerar los mecanismos de corrosión especialmente en donde existen cloruros ya que éstas actúan

como sitios activos facilitando y proveyendo la energía necesaria para que se lleve a cabo el fenómeno de corrosión.

6.2 Potenciales de corrosión.

El potencial de corrosión E_{corr} es un parámetro termodinámico que sólo predice la tendencia que tiene un sistema a corroerse, sin aportar información cuantitativa del fenómeno de corrosión. En la figura 6.4 se muestra la variación del E_{corr} respecto al tiempo para los aceros que no tienen tratamiento térmico superficial, donde se puede apreciar un comportamiento termodinámicamente poco estable durante todo el tiempo de prueba para todos los aceros.

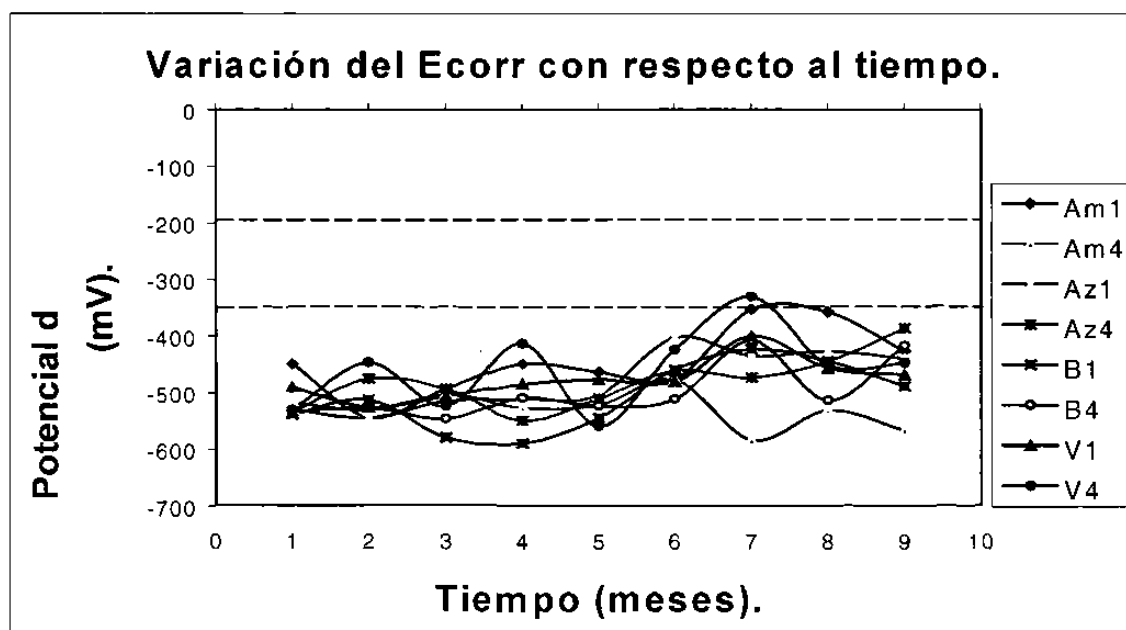


Figura 6.4 Gráfica del E_{corr} con respecto al tiempo. Todos los morteros tienen un 3% de adición de cloruros.

En la gráfica se nota claramente que todos los valores de potencial caen dentro de una banda que va desde los -440 mV hasta los -560 mV, valores que indican una alta actividad corrosiva durante los primeros seis meses, a partir de ese tiempo, los potenciales tuvieron una tendencia hacia valores relativamente más nobles cayendo en una región de potencial desde -380 mV hasta -460 mV al término de nueve meses, que fue el tiempo total

de la medición del E_{corr} . Este comportamiento electroquímico sugiere que los aceros embebidos en mortero y expuestos al ión cloruro y parcialmente sumergidos en agua, presentan una corrosión elevada, con fluctuaciones del potencial en algunas de las probetas.

En la tabla 6.1 se muestran los valores críticos del E_{corr} así como su respectiva interpretación debiéndose notar que para todos los valores graficados en la figura 6.4 les corresponde un 95% de sufrir algún tipo de corrosión, por encontrarse estos potenciales por debajo de un valor de -380 mV.

En la figura 6.5 y 6.6 se muestra al acero Aml y B1 respectivamente, donde se puede observar que la barra de acero Aml situada a la izquierda presenta signos de corrosión localizada, lo que explica la fluctuación de sus potenciales, los cuales no muestran una tendencia hacia valores menos negativos, esta característica electroquímica se asocia físicamente a la generación de picaduras sobre el metal.

Tabla 6.1. Interpretación general de los resultados de una inspección electroquímica ⁽²⁾.

Parámetro medido	Valores críticos		Interpretación
	admitidos	propuestos	
Potenciales de corrosión mV Hg/HgCl ₂	>-200		<5% de probabilidad de corrosión
	-200 a -350		~50% incierta
	<-350		>95%
i_{corr} $\mu\text{A}/\text{cm}^2$		>1	Más peligrosas
		1 - 0.2	Significativas
		<0.1	Poco peligrosas o despreciables

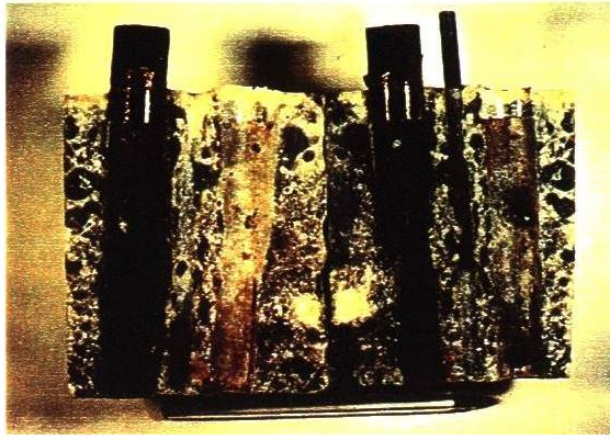


Figura 6.5. Mortero con acero Am1. Obsérvese las manchas en donde el acero estuvo en contacto con el mortero.

Debe observarse también que para ambos morteros, existen manchas oscuras, las cuales son zonas húmedas (probetas parcialmente sumergidas en agua) existiendo por lo tanto, gradientes de concentración de oxígeno, lo cual contribuye a que se genere un ataque preferencial en aquellas zonas con baja concentración del mismo y que el E_{corr} muestre valores muy variables. Esto se debe a que la reacción catódica de reducción tiende a producirse en las zonas de mayor concentración de oxígeno (que es la materia prima para la reacción) y la reacción anódica de oxidación del metal en las áreas con menor concentración de oxígeno⁽⁵¹⁾.

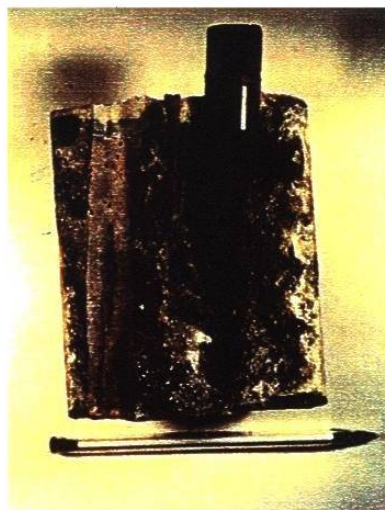


Figura 6.6 Mortero con acero B1.

En la figura 6.7 y 6.8 se muestran los aceros Az4 y B4 respectivamente, notándose una corrosión más severa aunque más uniforme que aquellos de las figuras 6.5 y 6.6. Aquí se comprueba que las lecturas de sus E_{corr} indican una probabilidad de corrosión (potenciales de -450 mV en promedio) pero no hace indicación alguna de la severidad del daño que el acero está sufriendo al momento de tomar la medición, pudiendo llevar a conclusiones o diagnósticos totalmente erróneos ya que, como se puede observar, en los aceros de las figuras 6.5, 6.6, 6.7 y 6.8, todos muestran potenciales menores a -400 mV, sin embargo, aquellos de las figuras 6.5 y 6.6 muestran menor grado de deterioro que aquellos de las figuras 6.7 y 6.8.

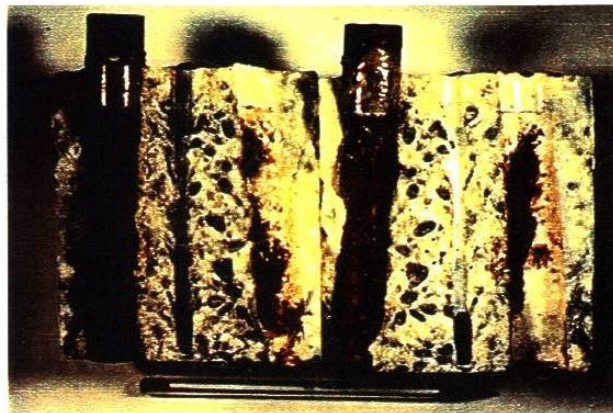


Figura 6.7 Mortero con acero Az4.

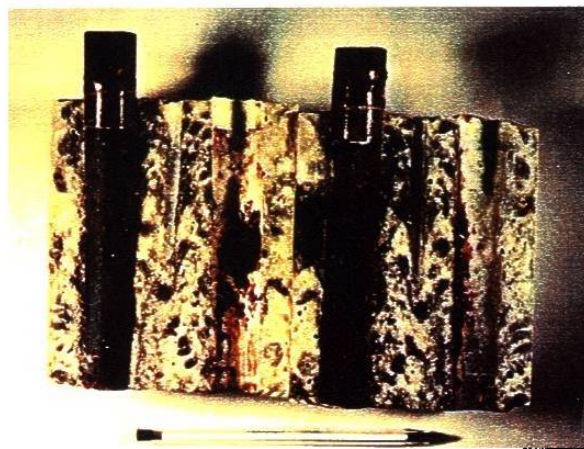


Figura 6.8. Mortero con acero B4.

En la figura 6.9 se muestra la variación del E_{corr} para los aceros testigo así como para los aceros que fueron tratados superficialmente, es decir, que fueron carburizados. En esta figura se puede observar que los aceros que no estuvieron sujetos a la adición de cloruros (Cl), presentan potenciales más nobles, entre -200 y -50 mV que de acuerdo a la tabla 6.1 tienen poca probabilidad de sufrir deterioro ya que en ellos no se están presentando las reacciones generadas por los cloruros las cuales hacen que los potenciales sean más negativos por desarrollar fenómenos de corrosión localizada.

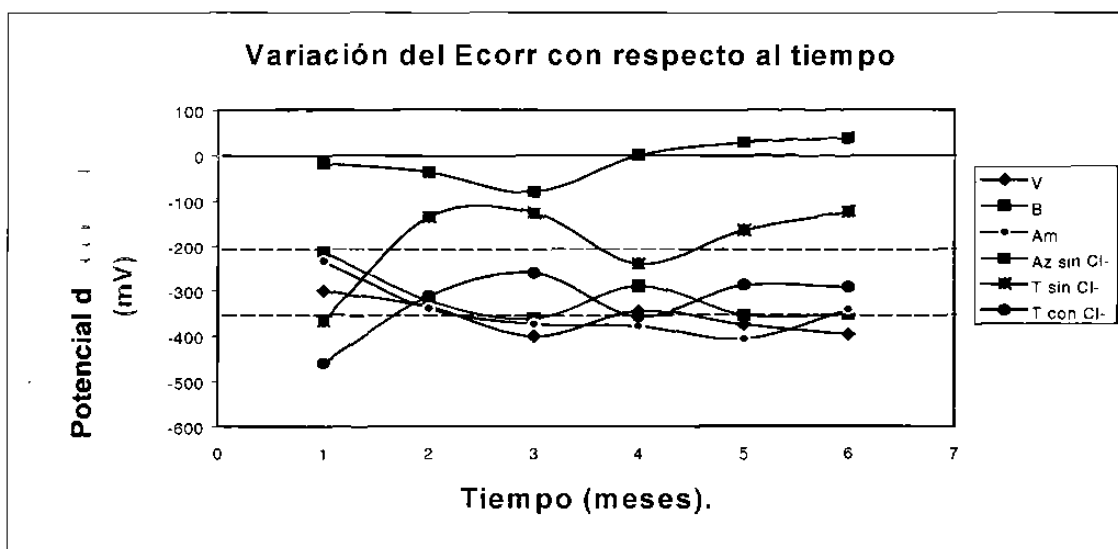


Figura 6.9 Variación del E_{corr} con respecto al tiempo para los aceros testigo así como para los aceros tratados superficialmente. El contenido de cloruros es del 3%.

En la figura 6.10 se muestra el acero Az carburizado el cual no tiene indicio alguno de deterioro debido a la ausencia de dichos cloruros. Para este caso, la barra de acero tuvo un comportamiento pasivo mostrando siempre valores de potencial mayores de -80 mV, (ver tabla 6.1), esto es una clara evidencia que en ausencia de Cl no hay corrosión localizada, puesto que el carburizado no debe afectar la presencia y distribución de inclusiones.



Figura 6.10. Mortero con acero Az tratado superficialmente sin adición de cloruros. Obsérvese como no existen manchas (productos de corrosión) en las paredes del mortero que estuvieron en contacto con el metal.

En la figura 6.11 se muestra al acero Am donde se observa una corrosión grave y fuertemente localizada que en comparación con el acero Am1 de la figura 6.5, ésta es más severa aún cuando ambos aceros mostraron potenciales de corrosión negativos entre -350 y -400 mV, respectivamente.



Figura 6.11. Mortero con acero Am tratado superficialmente.

De acuerdo al diagrama de Pourbaix⁽²⁾ figura 6.12, a un pH alcalino como el del concreto o mortero, aproximadamente 12.5 y con los potenciales que mostraron todos los aceros, éstos caen en la región de pH/potenciales en los que la reacción de oxidación (zona de corrosión) es termodinámicamente favorable, esto es, todos los aceros tuvieron la tendencia de generar capas de óxido donde la estabilidad de ellos (pasivación) depende de las características químicas de la solución del poro de mortero que está en contacto con la superficie del acero así como de las características químicas y superficiales del material constitutivo. También la generación de productos de corrosión de naturaleza ácida trae como consecuencia la disminución del pH y por lo tanto, las condiciones para que se lleve a cabo la corrosión se ven favorecidas.

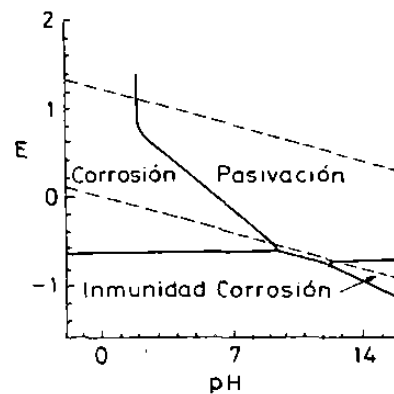


Figura 6.12. Versión simplificada del diagrama de Pourbaix para el hierro a 25°C.

Es por eso, que el acero Az fig. 6.10, muestra una superficie libre de daños por no tener adiciones de cloruros, los cuales rompen las capas de óxido protectoras dejando al acero susceptible para el ataque posterior contrario a la que se observa en la superficie del acero de la figura 6.13.

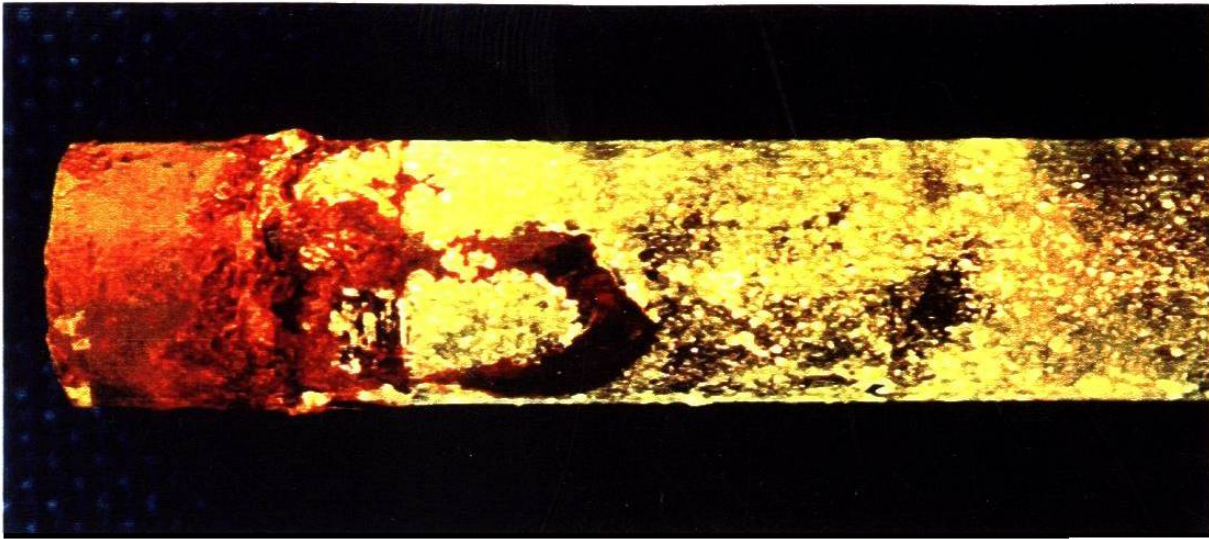


Figura 6.13. Acero Am tratado superficialmente donde se muestra el ataque localizado por cloruros.

6.3 Velocidad de corrosión.

Las técnicas electroquímicas sirven para conocer la cinética del proceso corrosivo y se utilizan para la medida de la velocidad de corrosión, son métodos no destructivos y tienen la ventaja de proporcionar los resultados de manera rápida y con mayor exactitud que aquellos obtenidos por métodos gravimétricos así como la ventaja de poder aplicarse en campo⁽²⁾.

En las siguientes figuras, se muestran los resultados obtenidos al aplicar la técnica electroquímica de ciclo voltametría. Obsérvese la diferencia entre un ciclo para un sistema activo figura 6.14 (a) y un sistema pasivo figura 6.14 (b). Al imponer una rampa triangular de E a una velocidad de polarización adecuada se obtienen ciclos muy peculiares que van a depender de la actividad o pasividad del electrodo, en este caso, las barras embebidas en mortero.

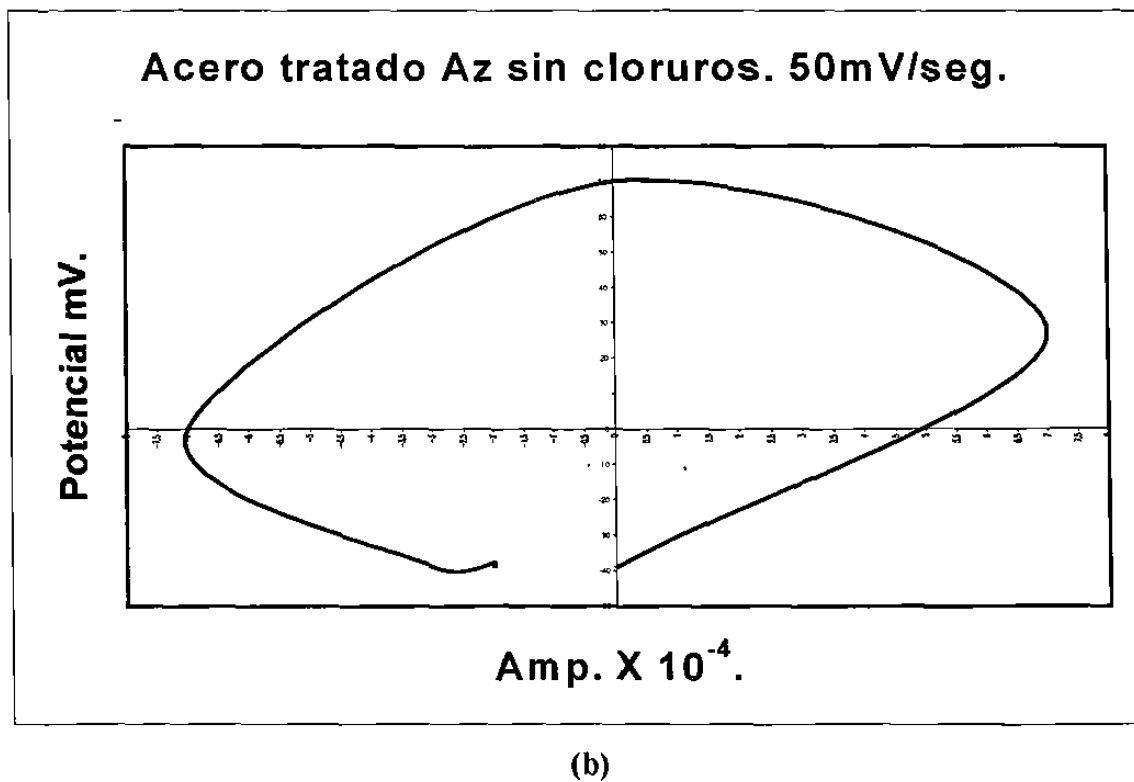
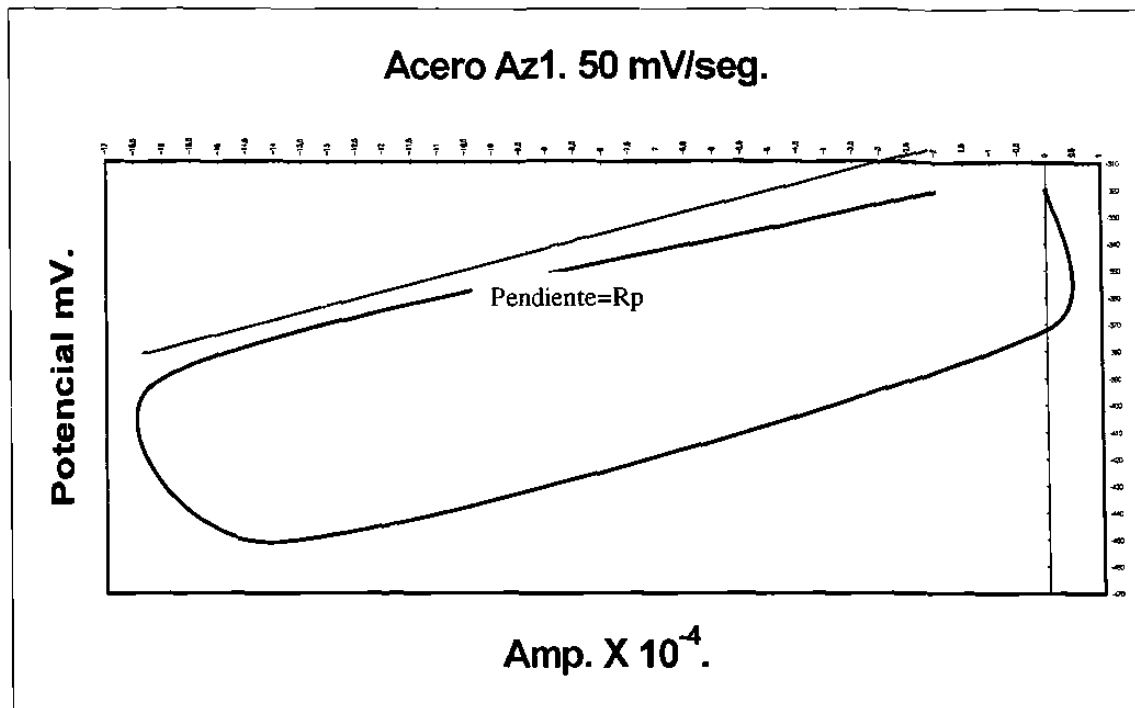
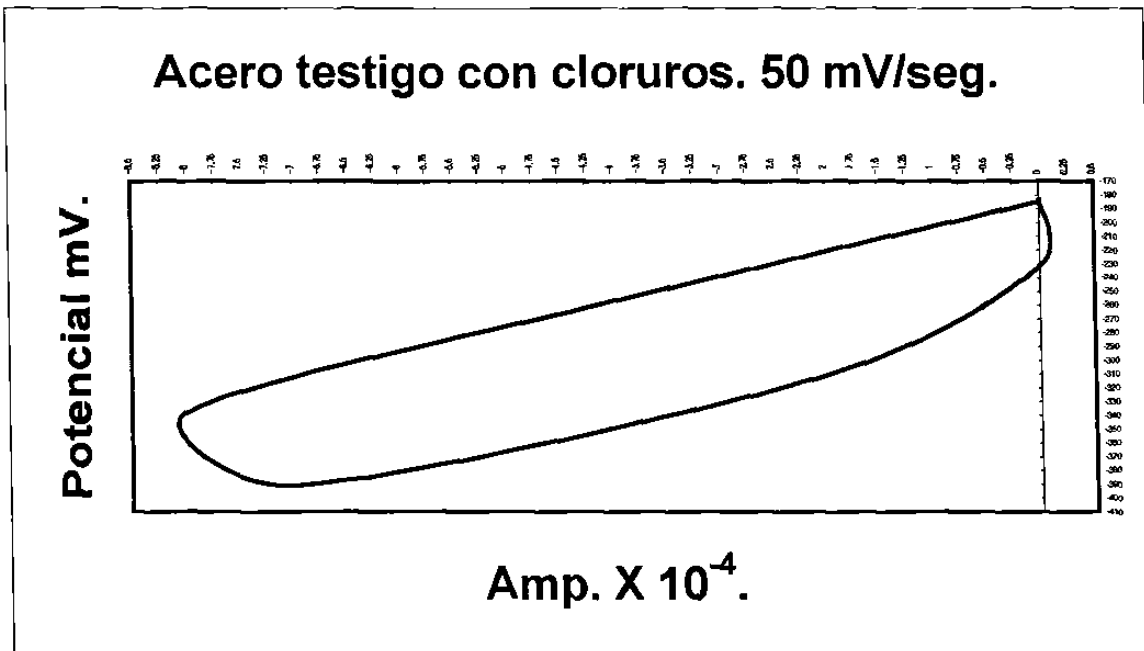
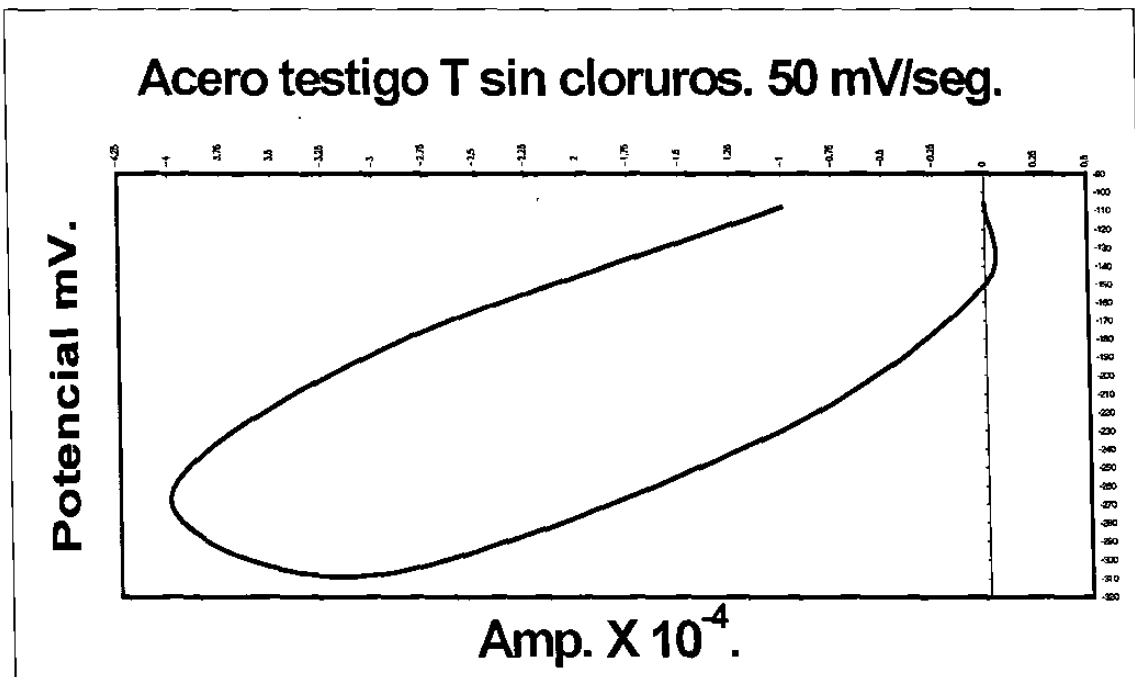


Figura 6.14. Respuesta del acero embebido en mortero a la ciclo voltametría. a).- Para acero Az1 con 3% de Cl⁻ ; b).- Para acero Az sin adición de Cl⁻.

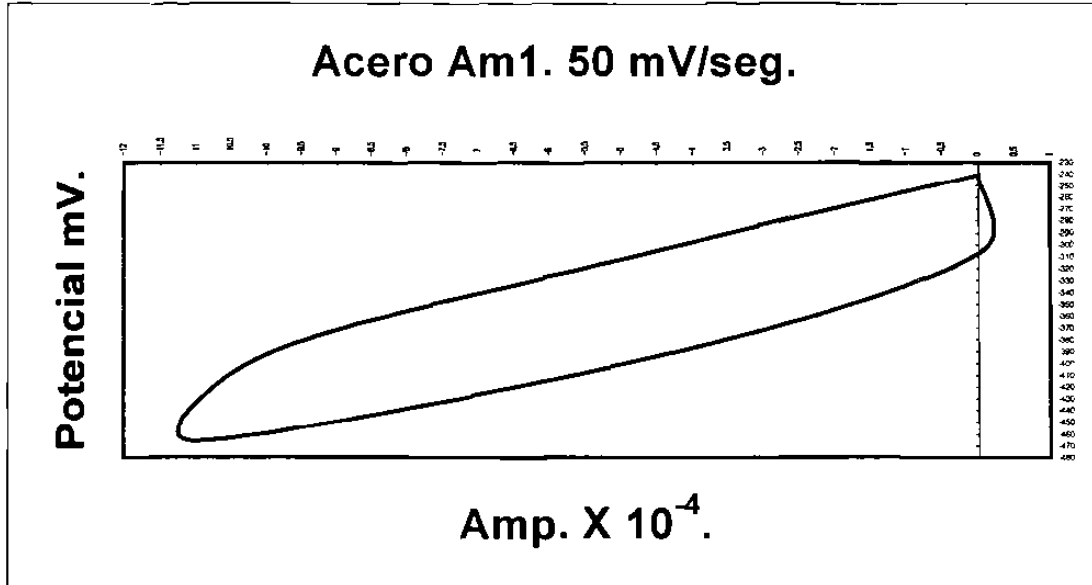


(a)

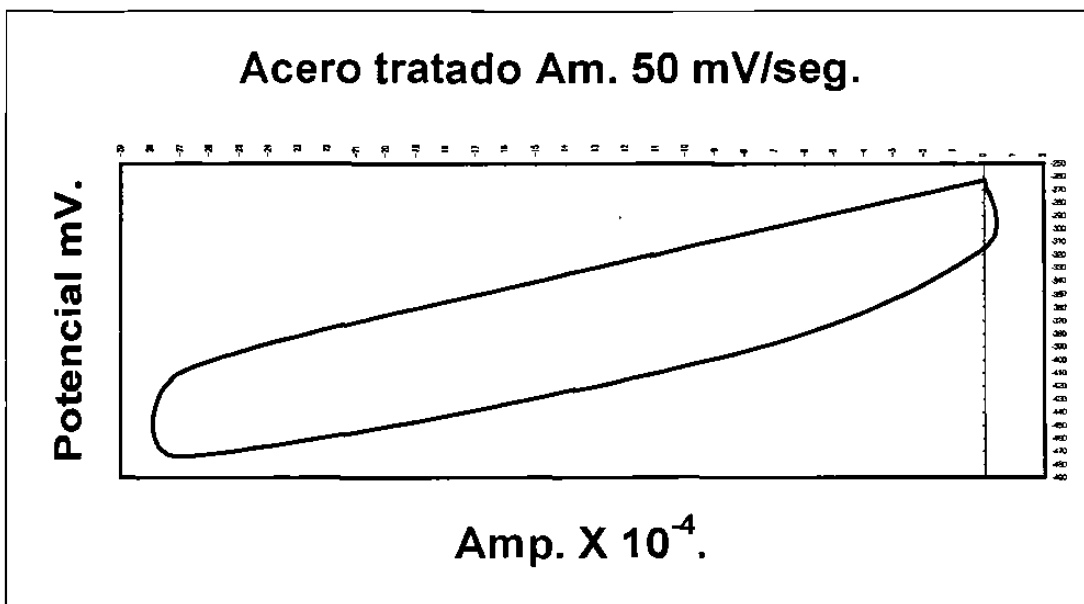


(b)

Figura 6.15. Respuesta del acero embebido en mortero a la ciclo voltametría. a).- Para acero T con 3% de Cl^- ; b).- Para acero T sin adición de Cl^- .

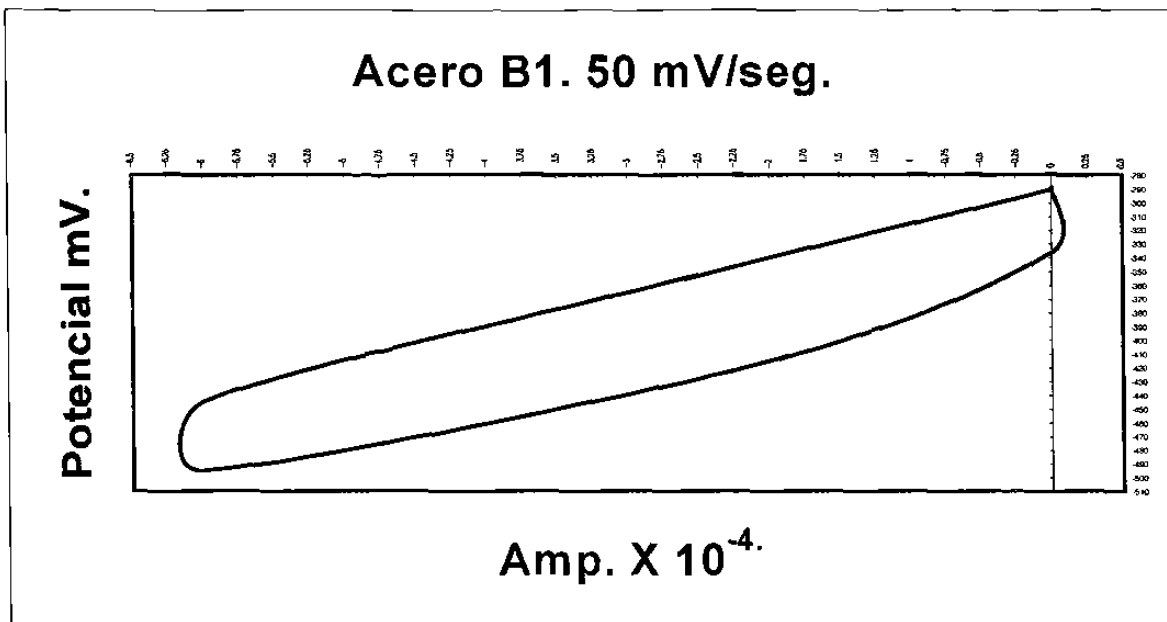


(a)

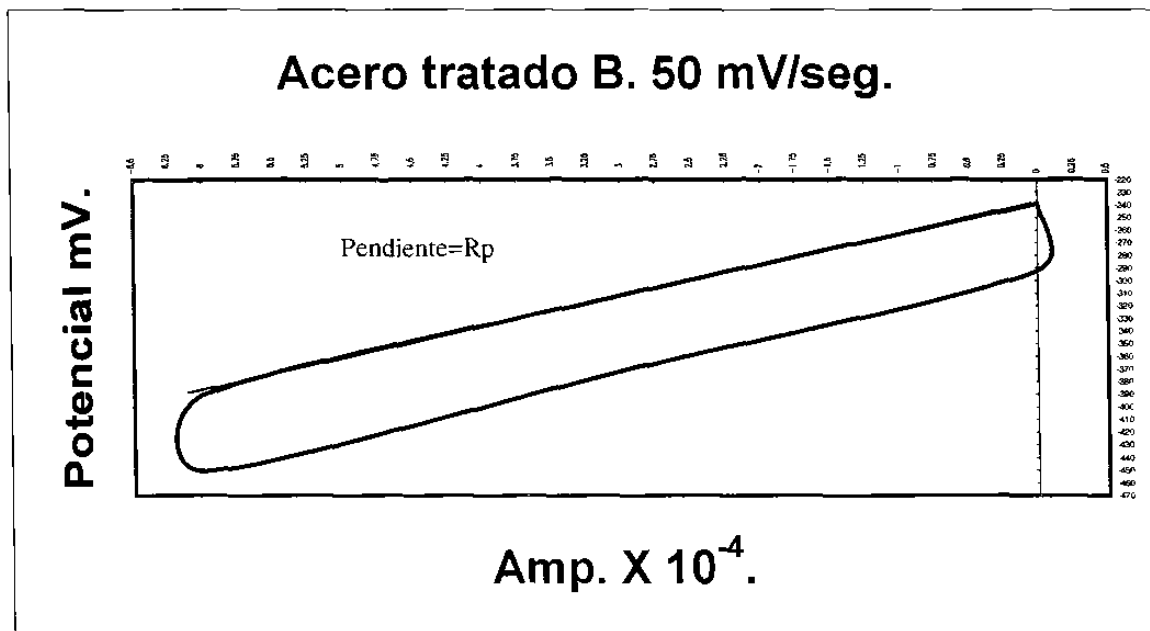


(b)

Figura 6.16. Respuesta del acero embebido en mortero a la ciclo voltametría. a).- Para acero Am1 con 3% de Cl⁻ ; b).- Para acero Am con 3% de Cl⁻.

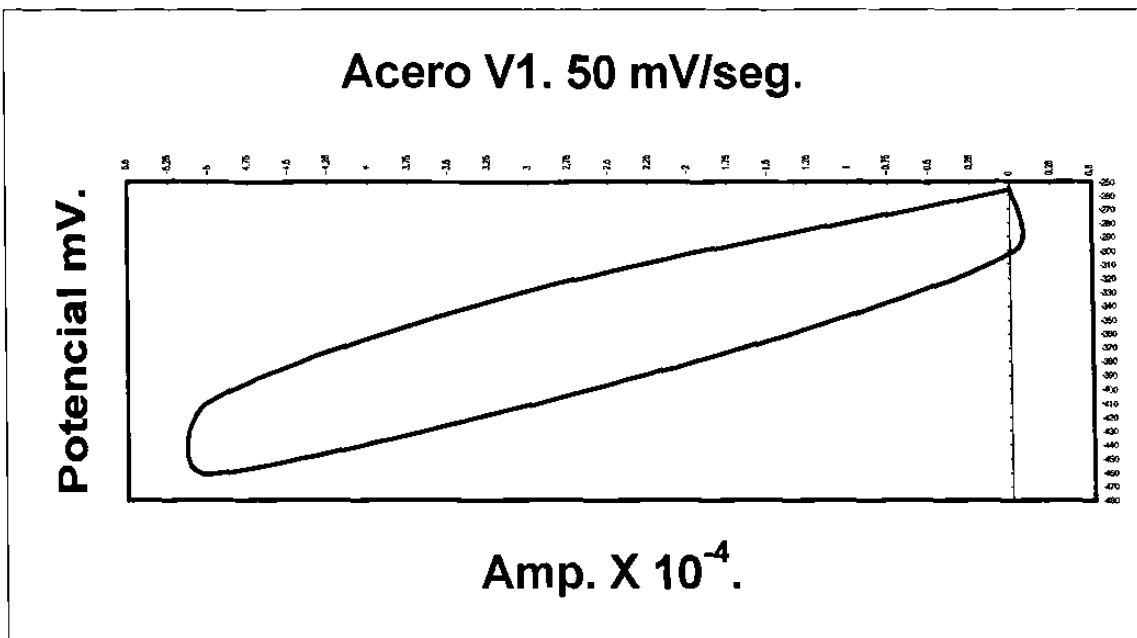


(a)

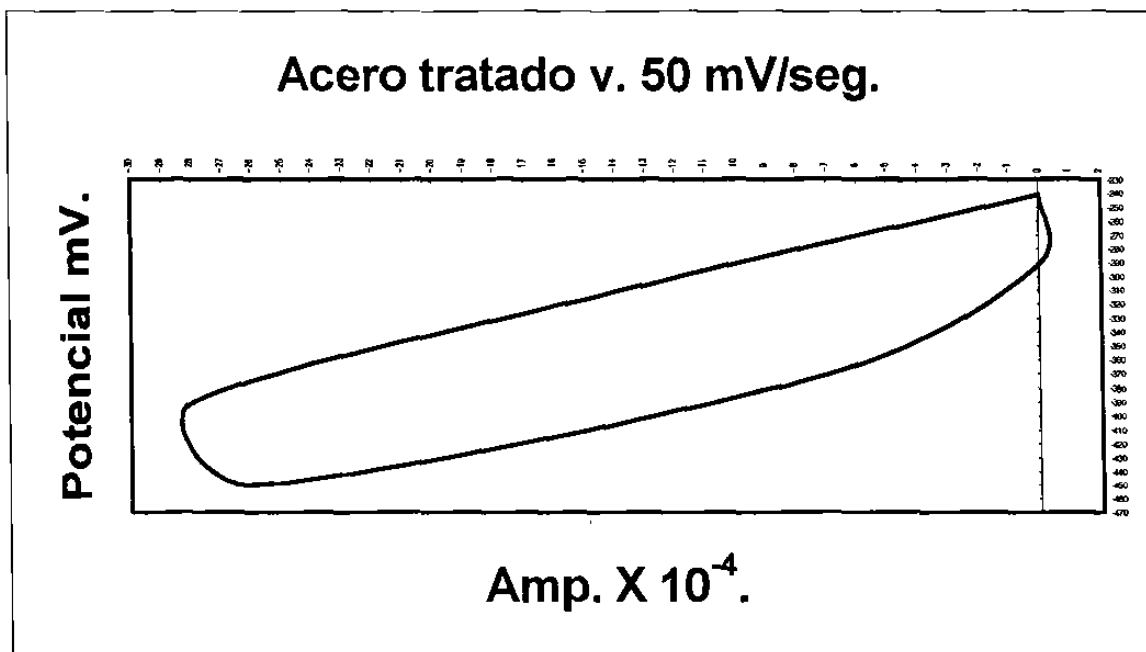


(b)

Figura 6.17. Respuesta del acero embebido en mortero a la ciclo voltametría. a).- Para acero B1 con 3% de Cl⁻ ; b).- Para acero B con 3% de Cl⁻.



(a)



(b)

Figura 6.18. Respuesta del acero embebido en mortero a la ciclo voltametría. a).- Para acero V1 con 3% de Cl⁻ ; b).- Para acero V con 3% de Cl⁻.

Los ciclos obtenidos para cada uno de los aceros ensayados, presentan por lo general un mismo ciclo voltagrama, en donde se puede sin error calcular una R_p de la pendiente de la

recta obtenida en la representación $V - I$ (Fig. 6.14a), en este caso se trata de un sistema activo en donde la i_{corr} es elevada y por consiguiente se hace un cálculo fácil de la velocidad de corrosión, partiendo de la ecuación de Stern-Geary⁽⁴⁹⁾ $I_{corr} = \frac{B}{R_p}$.

En sistemas pasivos (Fig. 6.14b) no se puede asegurar el trazo de una pendiente que facilite el cálculo de la i_{corr} . Se comprueba que el sistema no alcanza el estado estacionario por lo que no se obtiene una relación lineal entre el potencial y la intensidad al imponer una señal triangular de (E) a una velocidad de barrido determinada.

Así, al aplicar la técnica electroquímica de ciclovoltametría, permitirá diferenciar el comportamiento entre un sistema activo y uno pasivo calculando en forma efectiva el valor de la velocidad de corrosión del sistema que está sufriendo corrosión.

Si se observan cada una de las figuras, cualitativamente se puede decir por lo antes mencionado que los aceros estudiados presentaron un comportamiento activo excepto figs. 6.14b y 6.15b, lo cual se corroboró al realizar el cálculo de la i_{corr} a partir de aplicar la R_p con los datos que aportó cada ciclovoltametría obtenida

En las siguientes figuras, se muestra la variación de la i_{corr} obtenida al aplicar la técnica de ciclovoltametría con respecto al tiempo para todos los aceros de la tabla 5.2.

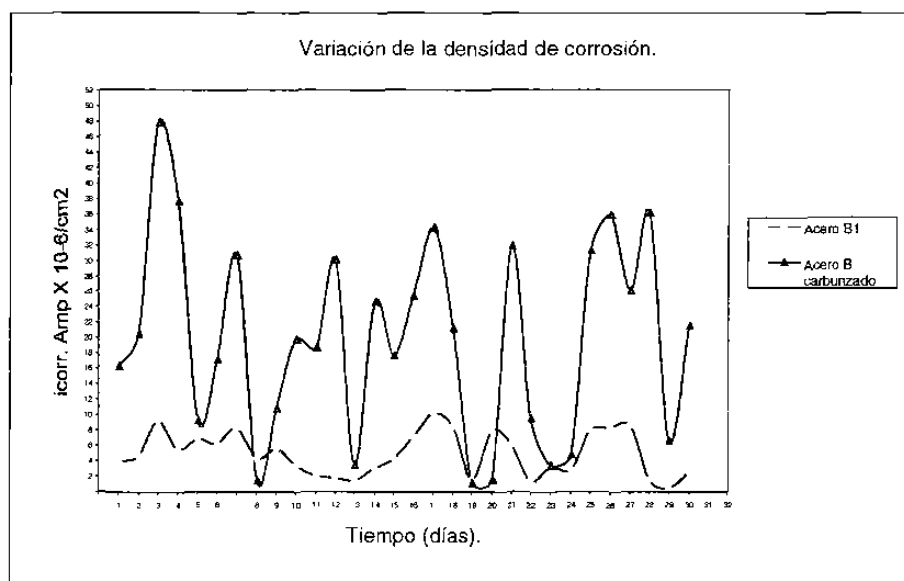


Figura 6.19. Variación de la densidad de corrosión (i_{corr}) con respecto al tiempo para el acero B y B1 con adición del 3 % de Cl.

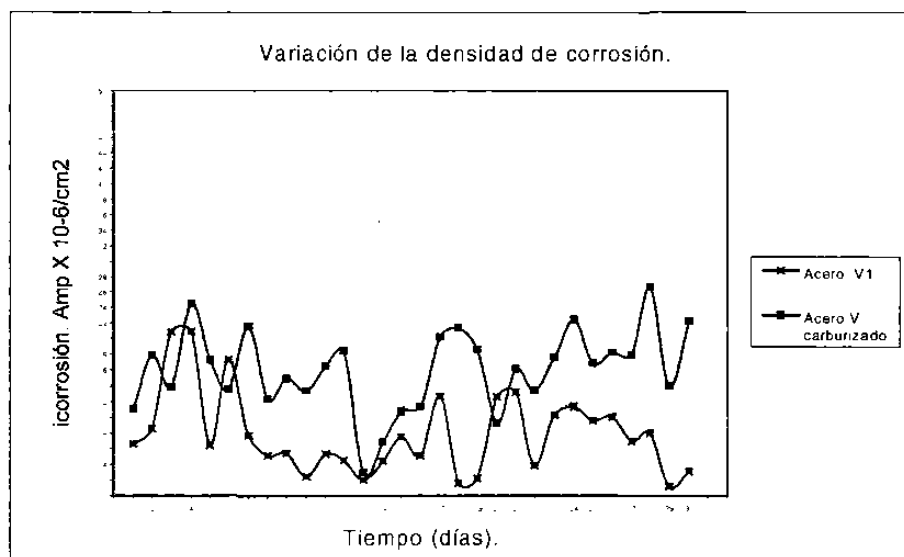


Figura 6.20. Variación de la densidad de corrosión (i_{corr}) con respecto al tiempo para el acero V1 y V con adición del 3% de Cl.

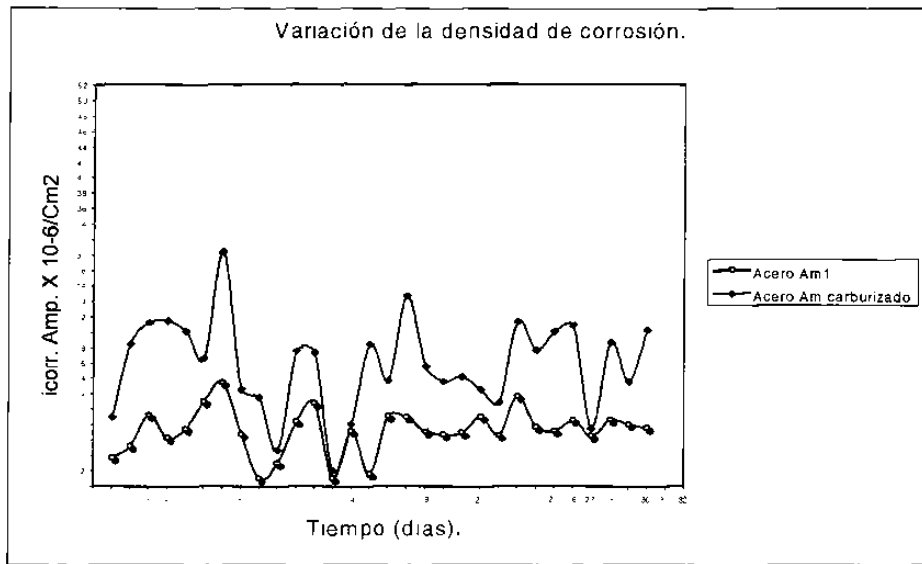


Figura 6.21. Variación de la densidad de corrosión (i_{corr}) con respecto al tiempo para el acero Am y Am1 con adición del 3% de Cl.

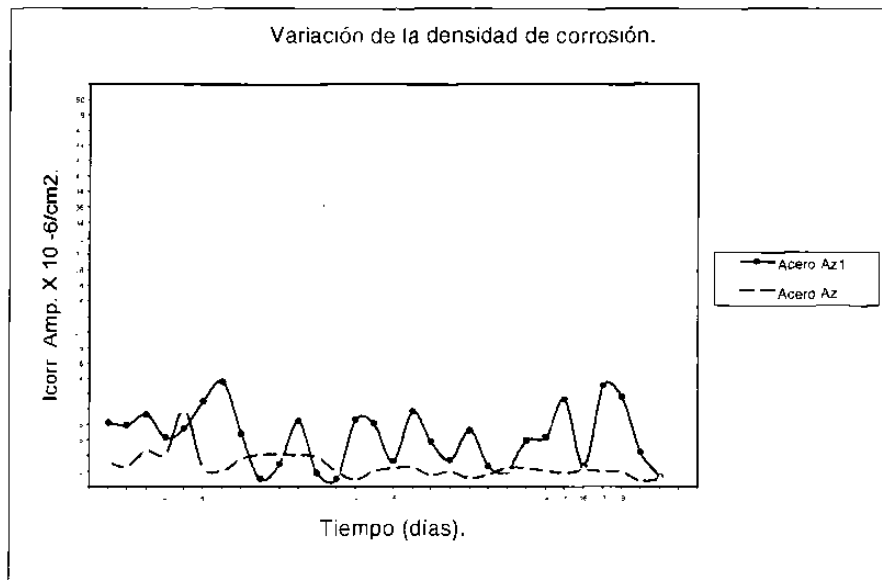


Figura 6.22. Variación de la densidad de corrosión (i_{corr}) para el acero Az1 con 3% de adición de Cl. y para el acero Az sin adición de Cl.

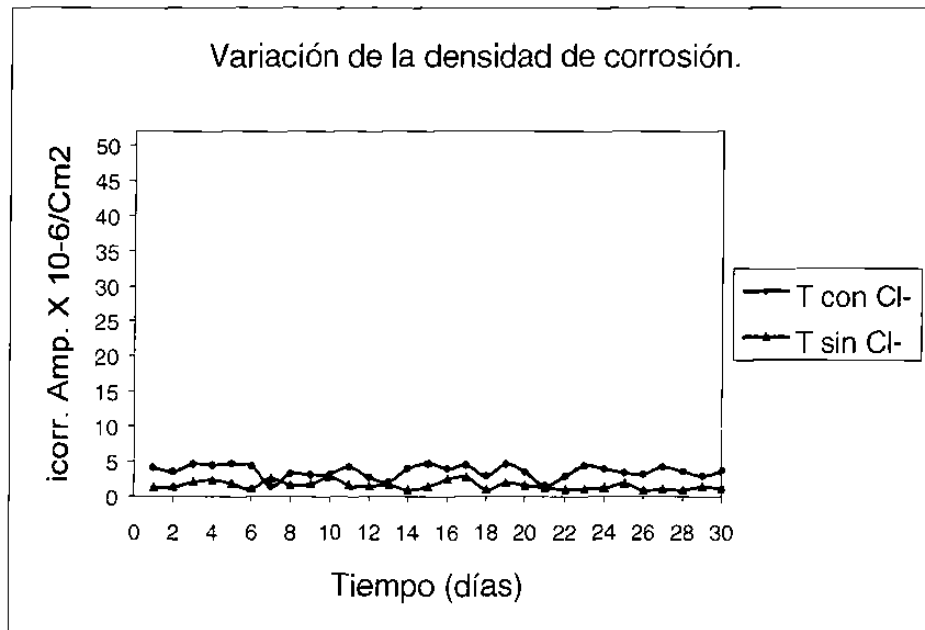


Figura 6.23. Variación de la densidad de corrosión (i_{corr}) con respecto al tiempo para los acero Testigo con adición de Cl^- al 3% y sin adición de Cl^- .

En estas gráficas se observa claramente que todos los aceros que fueron tratados superficialmente (carburizados) aceros B, V, Am y Az, muestran velocidades de corrosión más altas e inestables que aquellos que no fueron carburizados aceros B1, V1, Am1, y Az1, a excepción del acero Az sin adición de cloruros, el cual presentó una i_{corr} promedio de $3 \mu\text{A}/\text{cm}^2$, una velocidad de corrosión relativamente pequeña pero peligrosa (tabla 6.1) si se compara con las i_{corr} del resto de los aceros y en presencia de cloruros, es decir, los aceros carburizados tuvieron fluctuaciones muy marcadas, características de los sistemas que sufren corrosión por picaduras debido a que, como se hizo mención anteriormente, la densidad de corrosión es un parámetro que depende del área del sistema que se está corroyendo y al disminuir ésta, como lo es el área de una picadura, la i_{corr} tiende al infinito.

Este comportamiento fluctuante es debido a que en las barras de acero nunca se alcanzó el estado pasivo, es decir, la formación de capas de óxido protectoras no fueron capaces de estabilizarse debido a la presencia de los cloruros que tienden a atacar zonas preferenciales o aquellas con alta energía como lo son los límites de grano, maclas,

imperfecciones de carácter mecánico y para el caso de los aceros al manganeso que se estudiaron, las inclusiones no metálicas provenientes del vaciado.

En la figura 6.19, el acero B carburizado muestra un comportamiento totalmente inestable con velocidades de corrosión demasiado altas $20\mu\text{A}/\text{cm}^2$ en promedio, lo que haría pensar que el acero está sufriendo un daño muy severo, esto se demuestra en la figura 6.24 en donde se puede apreciar un ataque por picaduras fuertemente localizado. Las altas velocidades de corrosión se explican entonces, debido a que el ataque sólo se concentró en esas zonas, actuando como un pequeño ánodo frente a un gran cátodo, zona adyacente a la picadura.

En las figura 6.25 se muestra la microestructura de este mismo acero donde se observa una geometría circunferencial típica del ataque por los iones Cl^- .

Debe observarse también que el ataque ha penetrado hasta la zona donde existe una microestructura de ferrita acicular, habiendo traspasado la capa carburizada de martensita revenida.



Figura 6.24. Acero B carburizado que muestra un ataque severo debido a los cloruros.

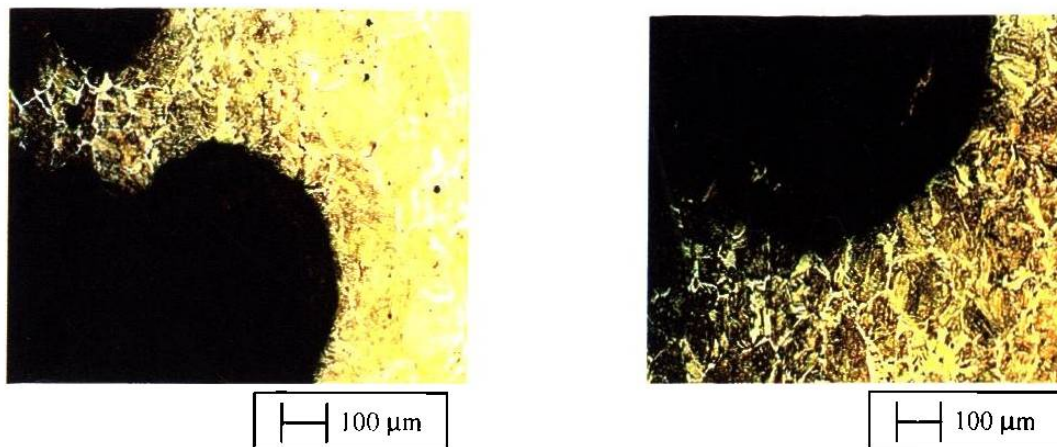


Figura 6.25. Microestructura del acero B carburizado donde se muestra una geometría circunferencial típica del ataque por picadura debido a los cloruros.

Este ataque es debido a la gran cantidad de inclusiones que se presentaron en todos los aceros, ver figura 5.4.

Obsérvese también en la figura 6.25, puntos oscuros que son sitios que alguna vez fueron ocupados por las inclusiones no metálicas, las cuales, al momento de hacer el pulido final durante la preparación metalográfica para revelar la microestructura, fueron arrancadas.

A diferencia del acero B, el acero B1 muestra un comportamiento relativamente más estable en la misma figura 6.19 y menores velocidades de corrosión $6\mu\text{A}/\text{cm}^2$ en promedio, y de acuerdo a la tabla 6.1, representan velocidades de corrosión peligrosas. En la figura 6.26 se muestra el acero B1 donde también se observan picaduras pero en menor grado en comparación con el acero B lo cual explica la gran diferencia de los valores de i_{corr} que muestran ambos en la figura 6.19.

La diferencia entre estos dos aceros radica en la microestructura superficial en donde claramente se ve que aquel que fue carburizado presenta velocidades de corrosión extremadamente peligrosas, lo que indica que en este caso la capa superficial de martensita revenida no tuvo influencia alguna en la resistencia a la corrosión.

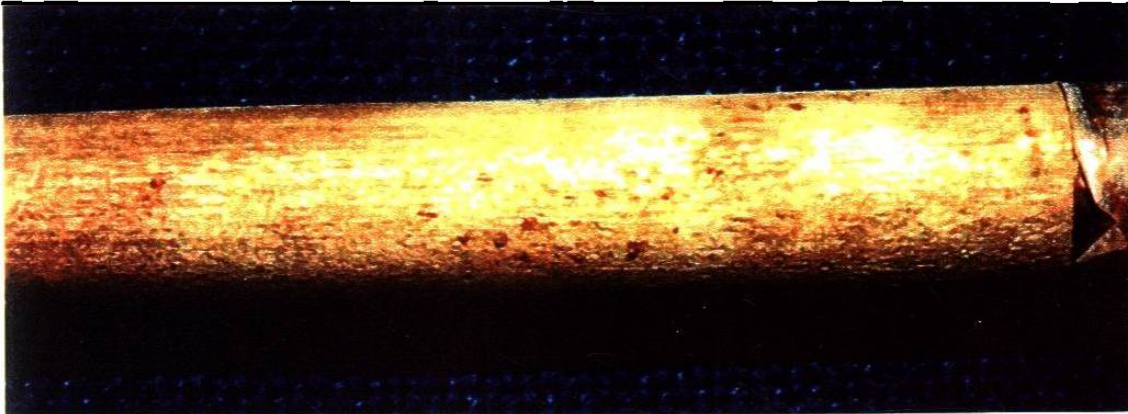


Figura 6.26. Acero B1 que muestra picaduras debido a la presencia de cloruros.

En la figura 6.20 también se observan velocidades de corrosión muy diferentes e inestables para los aceros V y V1 $10\mu\text{A}/\text{cm}^2$ y $5\mu\text{A}/\text{cm}^2$ (en promedio) respectivamente. Al igual que en la figura 6.19, el acero que presentó mayores velocidades de corrosión fue el acero V cuya microestructura superficial es una capa de martensita revenida.

En la figura 6.27 se muestra la capa de martensita revenida del acero V en donde claramente se observa que la picadura se ha desarrollado a partir de una zona con alto contenido de inclusiones (puntos oscuros) facilitando de esta manera el ataque preferencial de los iones cloruro y en consecuencia, su elevada velocidad de corrosión.

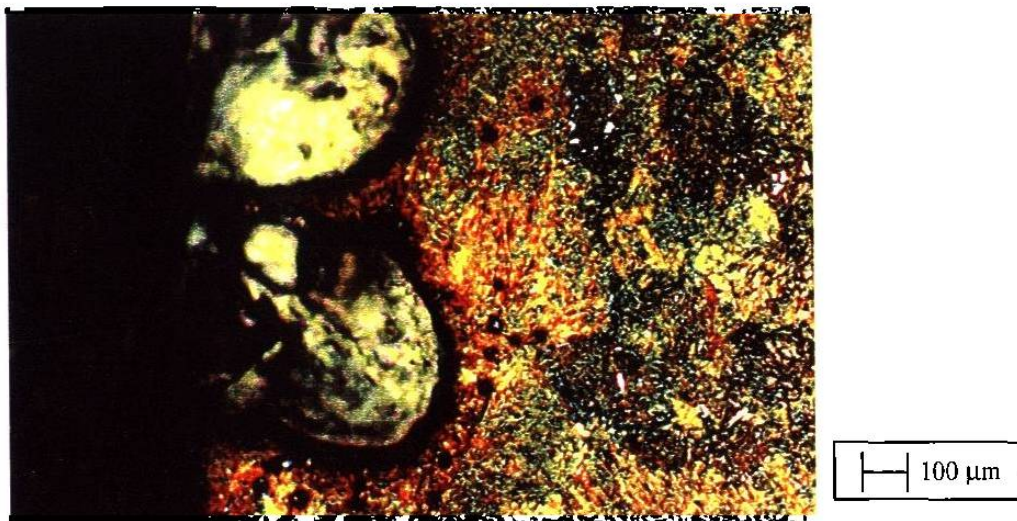


Figura 6.27. Microestructura superficial del acero V carburizado que muestra un ataque severo por picaduras. Obsérvese que éstas se desarrollan en zonas con alto contenido de inclusiones (puntos oscuros alrededor de la picadura).

Al igual que los aceros B, B1, V y VI, los aceros Am y Am1 también presentaron velocidades de corrosión muy dispares, figura 6.21, en la cual también se observa que aquel que fue carburizado (Am), muestra las más altas velocidades de corrosión $12\mu\text{A}/\text{cm}^2$ en promedio, pero manteniéndose la inestabilidad de la misma para ambos aceros lo cual obedece al mecanismo de corrosión por picaduras como se muestra en las figuras 6.28 y 6.29.



Figura 6.28. Acero Am carburizado que muestra el desprendimiento de capas superficiales de metal en una zona muy localizada



Figura 6.29. Acero Am1 que muestra ataque por picaduras.

Para el caso de aquellos aceros que no estuvieron sujetos a la acción de los cloruros (T y Az carburizado), éstos muestran velocidades de corrosión bajas pero aún peligrosas de acuerdo a la tabla 6.1.

En la figura 6.22, como se ha visto, las velocidades de corrosión son diferentes para el acero Az1 y el acero Az carburizado, sólo que en este caso el mortero del acero Az no tuvo la presencia de iones cloruros, por lo tanto, no sufrió ataque localizado como se muestra en la figura 6.30. El tipo de ataque fue uniforme lo que explica que no se observen velocidades de corrosión inestables mostrando una i_{corr} de $3\mu\text{A}/\text{cm}^2$ en promedio, además sus potenciales de corrosión nunca fueron menores a -80 mV , figura 6.9.

Debe observarse que las velocidades de corrosión del acero Az carburizado comparadas con el acero T sin adición de cloruros (figura 6.23) son mayores debido a que es un acero que presenta gran cantidad de inclusiones y aunque éstas no hayan favorecido a un ataque localizado, si fueron suficientes para que la corrosión tomara lugar en toda la superficie de contacto entre el acero y el mortero haciendo al acero más activo con i_{corr} peligrosas (tabla 6.1) que el acero T sin Cl^- .



Figura 6.30. Acero Az carburizado que no estuvo sujeto a la adición de cloruros. La superficie no muestra signos de ataque localizado.

Finalmente, los aceros testigo tanto los que estuvieron sujetos a la presencia de cloruros como aquellos que no, presentan bajas velocidades de corrosión $2\mu\text{A}/\text{cm}^2$ y $4\mu\text{A}/\text{cm}^2$ en promedio respectivamente, figura 6.23 sin mostrar cambios abruptos en la i_{corr} .

En la figura 6.31, se muestra la superficie del acero T sin adición de cloruros, en él se observa una superficie libre de ataque localizado lo que concuerda con sus potenciales de corrosión que se muestran en la figura 6.9. Aún cuando el acero Az carburizado sin Cl^- así como el acero T sin Cl^- no estuvieron sujetos al ataque por cloruros, si muestran diferentes i_{corr} y peligrosas debido a las diferencias tanto en la composición química como de sus microestructuras, figuras 5.6 y 5.15, aunado a esto, los procesos de fabricación también influyen ya que los aceros testigo provienen de colada continua en donde se tiene un control de las cantidades admisibles de inclusiones no metálicas mientras que todos los demás aceros de prueba se produjeron sin control alguno de la cantidad de inclusiones, fenómeno que se refleja en la resistencia a la corrosión que mostraron todos ellos.

Por último, el acero T que tuvo adición de cloruros en la masa de mortero presenta velocidades ligeramente altas $4\mu\text{A}/\text{cm}^2$ (promedio) comparadas con las del acero T sin Cl^- debido a la presencia de los mismos, pero en este caso, aparte del carácter de ataque localizado de los iones cloruros y la no presencia de inclusiones no metálicas, las irregularidades superficiales fueron las que favorecieron el ataque por cloruros de esas zonas, pues se trata de sitios activos con una alta capacidad reactiva para generar un proceso de corrosión como se muestra en la figura 6.32, demostrándose de esta manera la influencia de la superficie en la resistencia a la corrosión.

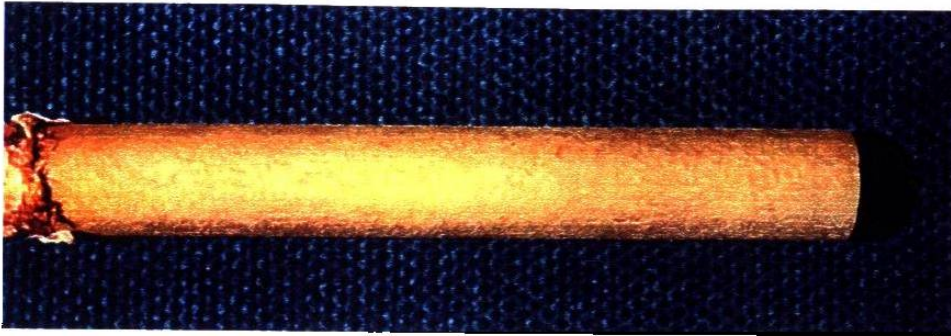


Figura 6.31. Acero T sin adición de cloruros. La superficie está libre de deterioro localizado debido a la ausencia de Cl⁻.

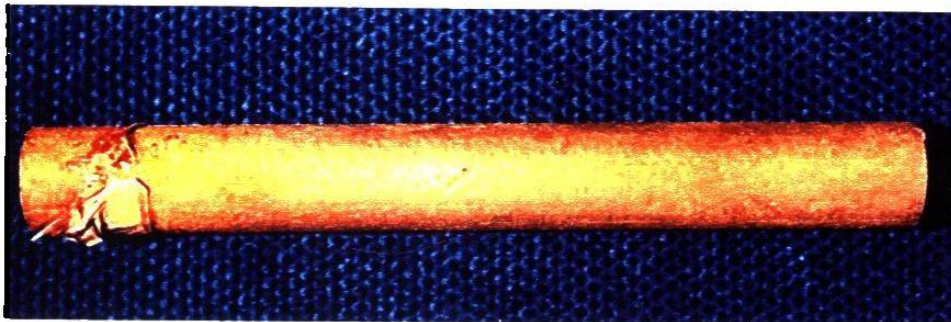


Figura 6.32. Acero T con adición de cloruros. Las picaduras son debidas a las irregularidades superficiales generadas durante la laminación de la barra de acero.

Como se ha observado, la corrosión es un fenómeno superficial que es susceptible de desarrollarse en aquellas zonas donde exista cualquier tipo de irregularidad tanto física como química. En el caso de los aceros que fueron carburizados, las inclusiones fueron las responsables de que dichos aceros tuvieran elevadísimas velocidades de corrosión ya que al momento de llevarse a cabo el tratamiento térmico, éstas distorsionan la red cristalina del acero y durante el temple, contribuyen a que quede almacenada demasiada energía de distorsión, aunque el revenido de un acero disminuye esta energía, para nuestro caso no hubo tal mejora.

En el caso de los aceros que no fueron carburizados, éstos presentan también elevadas velocidades de corrosión pero menores que aquellos que si lo fueron debido a la ausencia de tal energía de distorsión.

CAPÍTULO 7

Conclusiones

- Las prácticas de control de inclusiones en la producción de las varillas de refuerzo se ven reflejadas en el desempeño de dichas varillas cuando éstas actúan como refuerzo en el concreto.
- Las pruebas aceleradas de corrosión muestran que el manganeso no tiene efecto alguno en el incremento a la resistencia a la corrosión de los aceros expuestos a las soluciones con contenidos de cloruros.
- Todos los aceros en los que hubo adición de cloruros, presentaron potenciales de corrosión menores a -440 mV lo cual indica una tendencia a la corrosión.
- Las muestras sin adición de cloruros muestran potenciales más nobles, entre -200 y -50 mV, lo que indico una probabilidad baja de deterioro.
- Aún cuando los potenciales de corrosión tanto para los aceros que fueron tratados superficialmente como para aquéllos que no lo fueron tuvieron valores de potencial de corrosión no muy distantes entre si, aquellos con tratamiento superficial sufrieron el mayor daño.
- Debido a lo anterior, todos los aceros B, V, Am y Az muestran velocidades de corrosión más altas e inestables en comparación con los B1, V1, Am1 y Az1 a excepción del acero Az, el cual no estuvo expuesto a los cloruros.
- La causa principal de las elevadas velocidades de corrosión fue la gran cantidad de inclusiones no metálicas encontradas en los aceros experimentales a diferencia de los aceros testigo, los cuales no muestran inclusiones no metálicas y por lo tanto una estabilidad mayor frente a la corrosión.
- Los valores obtenidos de velocidad de corrosión mediante la técnica de resistencia de polarización concuerdan con el deterioro superficial observado en los aceros.

CAPÍTULO 8

Recomendaciones

- Profundizar más en la investigación e incursionamiento de nuevos concretos que brinden una mejor protección a los refuerzos de acero.
- Las estructuras de concreto armado no sólo deben diseñarse sobre la base de su resistencia a la compresión a los 28 días después de haber sido puesto en obra sino también sobre la base de su durabilidad.
- Se deben buscar los factores que incrementen la vida útil de las varillas sin elevar el costo de producción de las mismas.
- Llevar a cabo mediciones de la resistividad del concreto en el que se encuentran embebidas las barras de acero para obtener resultados más confiables.

Lista de Figuras

Figura	Descripción	Página
1.1	El coliseo romano.	1
1.2	Puente Golden Gate en la bahía de San Francisco.	2
1.3	Plataforma petrolera estática.	3
1.4	Dique para la prevención de los desbordes de los ríos.	3
2.1	Variación de la resistencia a la compresión con respecto al tiempo de curado para morteros 1:3 hechos con dos cementos Portland diferentes con relación agua/cemento constante.	7
2.2	Relaciones típicas entre la relación agua/cemento y la resistencia a la compresión del cemento.	11
3.1	Diagrama de energía libre de un metal con tendencia a corroerse ($\Delta G < 0$). La reacción para tener lugar, necesita vencer la energía libre de activación, Q .	26
3.2	Pila galvánica de corrosión.	29
3.3	Formación del $\text{Fe}(\text{OH})_2$ y del $\text{Fe}(\text{OH})_3$ en el ánodo.	30
3.4	Reducción de los iones de H^+ para formar el gas hidrógeno y formación de los iones OH^- en el cátodo.	30
3.5	Ejemplo de corrosión galvánica. El tornillo de latón es menos electronegativo que el aluminio actuando de esta manera como cátodo y las piezas de aluminio en contacto con éste actúan como ánodos generándose así el proceso de corrosión.	36
3.6	Mecanismo de corrosión propuesto en las hendiduras.	38
3.7	Clasificación de los fenómenos de deterioro del concreto considerados en la durabilidad del mismo. (Por el comité 201 de la ACI).	43
3.8	Tópicos considerados bajo el área de la corrosión del acero de refuerzo y otros materiales embebidos en concreto.	44
3.9	Volúmenes específicos de los óxidos e hidróxidos de hierro.	45
3.10	Modelo de la corrosión galvánica llevada a cabo en la varillas embebidas en concreto.	46
3.11	Mecanismo de ataque de los cloruros al refuerzo.	51
3.12	Representación esquemática de la carbonatación en una región con grietas. 1).- difusión del CO_2 dentro de la grieta; 2).- difusión del CO_2 a través del concreto; 3).- reacción química; y 4).- difusión de álcalis hacia la grieta. X = Espesor de la capa carbonatada.	58

4.1	Parte del diagrama Fe-Fe ₃ C donde se muestran las principales líneas que marcan el límite de las transformaciones microestructurales en aceros que contienen solo carbono.	72
4.2	Efecto del endurecimiento por solución sólida en aceros ferríticos de bajo carbono.	74
4.3	Efecto del tamaño de grano ferrítico en el esfuerzo de cedencia y las propiedades de impacto.	76
4.4	a).- Solubilidad del NbC; b).- Solubilidad del NV.	78
4.5	Efecto de la temperatura de transformación en la resistencia de las estructuras ferríticas, perlíticas y bainíticas.	79
4.6	Factores que afectan al esfuerzo de cedencia y a la tenacidad en aceros ferríticos-perlíticos.	81
4.7	Etapas de laminación: a).- Laminación tradicional y normalizado; b).- Proceso termomecánico.	83
4.8	Ventajas de la laminación controlada y enfriamiento acelerado para el mejoramiento de las propiedades mecánicas en los aceros estructurales.	85
4.9	Representación esquemática del proceso Tempcore.	87
4.10	Microestructura de la capa superficial de una varilla convencional por proceso Tempcore. 400X	88
4.11	Zona de interfase donde se muestra la capa de martensita revenida en la parte superior y una microestructura de ferrita-perlita-binita en la pared inferior. 200X	88
4.12	Zona del núcleo de la varilla donde se muestra una microestructura netamente ferrítica-perlítica.	89
4.13	Templado intercrítico de las barras de acero al manganeso.	91
5.1	Probeta de mortero utilizada durante la experimentación.	93
5.2	Imagen que muestra la diferencia entre el área seca y el área húmeda debido a que las probetas quedaron parcialmente sumergidas en agua.	95
5.3	Disposición de las barras de acero dentro de la probeta de mortero. Corte longitudinal.	95
5.4	Superficie carburizada de acero V. 0.089%C; 1.19%Mn; 0.487%Si. Los puntos oscuros indican zonas de inclusiones no metálicas.	98
5.5	Núcleo de la barra de acero V. 0.089%C; 1.19%Mn; 0.487%Si.	98
5.6	Microestructura de acero Az. 400X.	101
5.7	Microestructura de acero Az1. 400X.	102
5.8	Microestructura de acero B. 400X.	103
5.9	Microestructura de acero B1. 400X.	104
5.10	Microestructura de acero Am. 400X.	105
5.11	Microestructura de acero Am1. 400X.	106
5.12	Microestructura de acero V. 400X.	107

5.13	Microestructura de acero V1. 400X.	108
5.14	Microestructura de acero T. 200X.	109
5.15	Microestructura de acero T. 400X.	110
5.16	Microestructura de acero B carburizado superficialmente. Templado y revenido. 400X.	111
5.17	Microestructura de acero V carburizado superficialmente. Templado y revenido. 400X.	112
5.18	Microestructura de acero Am carburizado superficialmente. Templado y revenido. 400X.	113
5.19	Microestructura de acero Az carburizado superficialmente. Templado y revenido. 400X.	114
5.20	Representación esquemática para la obtención del E_{corr} según la norma ASTM G-876-91.	115
5.21	Representación esquemática, a).- una rampa de potencial (barrido) y b).- de su respuesta (ciclo).	116
6.1	Gráfica donde se muestra la variación de la i_{corr} con respecto al número de pruebas realizadas para las diferentes soluciones, a).- solución de $\text{Ca}(\text{OH})_2$ y b).- solución de $\text{Ca}(\text{OH})_2 + \text{NaCl}$.	119
6.2	Gráfica de la pérdida en peso contra contenido de Mn para todos los tipos de acero que se sometieron a las pruebas de corrosión aceleradas.	120
6.3	Gráfica donde se muestra la proporcionalidad de la pérdida de peso con respecto a la densidad de corriente para todos los aceros que se sometieron a las pruebas aceleradas de corrosión, a).- solución de $\text{Ca}(\text{OH})_2$ y b).- solución de $\text{Ca}(\text{OH})_2 + \text{NaCl}$.	120
6.4	Gráfica del E_{corr} con respecto al tiempo. Todos los morteros tienen un 3% de adición de cloruros.	121
6.5	Mortero con acero Am1. Obsérvense las manchas en donde el acero estuvo en contacto con el mortero.	123
6.6	Mortero con acero B1.	123
6.7	Mortero con acero Az4.	124
6.8	Mortero con acero B4.	124
6.9	Variación del E_{corr} con respecto al tiempo para los aceros testigo así como para los aceros tratados superficialmente. El contenido de cloruros es del 3%.	125
6.10	Mortero con acero Az tratado superficialmente sin adición de cloruros. Obsérvense como no existen manchas (producto de corrosión) en la paredes del mortero que estuvieron en contacto con el metal.	126
6.11	Mortero con acero Am tratado superficialmente.	126
6.12	Versión simplificada del diagrama de Pourbaix para el hierro a 25°C.	127
6.13	Acero Am tratado superficialmente donde se muestra el ataque localizado por cloruros.	128
6.14	Respuesta del acero embebido en mortero a la	129

	ciclovoltametría. a). para acero Az1 con 3% de Cl^- ; b). Para acero Az sin adición de Cl^- .	
6.15	Respuesta del acero embebido en mortero a la ciclovoltametría. a). para acero T con 3% de Cl^- ; b). Para acero T sin adición de Cl^- .	130
6.16	Respuesta del acero embebido en mortero a la ciclovoltametría. a). para acero Am1 con 3% de Cl^- ; b). para acero Am con adición de 3% Cl^- .	131
6.17	Respuesta del acero embebido en mortero a la ciclovoltametría. a). para acero B1 con 3% de Cl^- ; b). para acero B con adición de 3% Cl^- .	132
6.18	Respuesta del acero embebido en mortero a la ciclovoltametría. a). para acero V1 con 3% de Cl^- ; b). para acero V con adición de 3% Cl^- .	133
6.19	Variación de la densidad de corrosión (i_{corr}) con respecto al tiempo para el acero B y B1 con adición del 3% de Cl^- .	135
6.20	Variación de la densidad de corrosión (i_{corr}) con respecto al tiempo para el acero V1 y V con adición del 3% de Cl^- .	135
6.21	Variación de la densidad de corrosión (i_{corr}) con respecto al tiempo para el acero Am y Am1 con adición del 3% de Cl^- .	136
6.22	Variación de la densidad de corrosión (i_{corr}) con respecto al tiempo para el acero Az1 con adición del 3% de Cl^- y para el acero Az sin adición de Cl^- .	136
6.23	Variación de la densidad de corrosión (i_{corr}) con respecto al tiempo para los aceros T con adición del 3% de Cl^- y sin adición de Cl^- .	137
6.24	Acero B carburizado que muestra un ataque severo debido a los cloruros.	138
6.25	Microestructura del acero B carburizado donde se muestra una geometría circunferencial típica del ataque por picadura debido a los cloruros.	139
6.26	Acero B1 que muestra picaduras debido a la presencia de cloruros.	140
6.27	Microestructura superficial del acero V carburizado que muestra un ataque severo por picaduras. Obsérvese que éstas se desarrollan en las zonas con alto contenido de inclusiones (puntos oscuros alrededor de la picadura).	140
6.28	Acero Am carburizado que muestra el desprendimiento de capas superficiales de metal en una zona muy localizada.	141
6.29	Acero Am1 que muestra ataque por picaduras.	142
6.30	Acero Az carburizado que no estuvo sujeto a la adición de cloruros. La superficie no muestra signos de ataque localizado.	143
6.31	Acero T sin adición de cloruros. La superficie está libre	144

- de deterioro localizado debido a la ausencia de cloruros.
- 6.32 Acero T con adición de cloruros. Las picaduras son debidas a las irregularidades superficiales generadas durante la laminación de la barra de acero. 144
- 6.33 Grieta causada por los productos de corrosión generados en la superficie de la barra de acero debido al ataque de los cloruros (sitios activos). 145

Lista de Tablas

Figura	Descripción	Página
2.1	Constituyentes principales y composición típica del cemento Portland tipo I.	6
2.2	Composición típica calculada y rapidez relativa de endurecimiento de los cementos comerciales de E.U.A.	8
2.3	Productos de hidratación del cemento Portland.	10
2.4	Calores de hidratación del cemento Portland.	12
2.5	Límites granulométricos especificados para la arena.	14
2.6	Mallas utilizadas para la granulometría del agregado grueso.	16
3.1	Posición de algunos metales con respecto a la energía requerida para extraerlos de sus menas.	27
3.2	Serie galvánica.	35
4.1	Propiedades mecánicas típicas y aplicaciones de los aceros al carbono.	66
4.2	Sistema de designación SAE-AISI para aceros de baja aleación.	71
4.3	Coefficientes de endurecimiento por solución sólida para diferentes elementos.	75
4.4	Nivel de temperaturas intercríticas para los aceros experimentales.	91
5.1	Composición química y temperatura de tratamiento intercrítico para los aceros que se utilizaron durante las pruebas electroquímicas.	97
5.2	Cantidad total de aceros que se utilizaron durante la experimentación para la obtención de las velocidades de corrosión.	99
6.1	Interpretación general de los resultados de una inspección.	122

REFERENCIAS

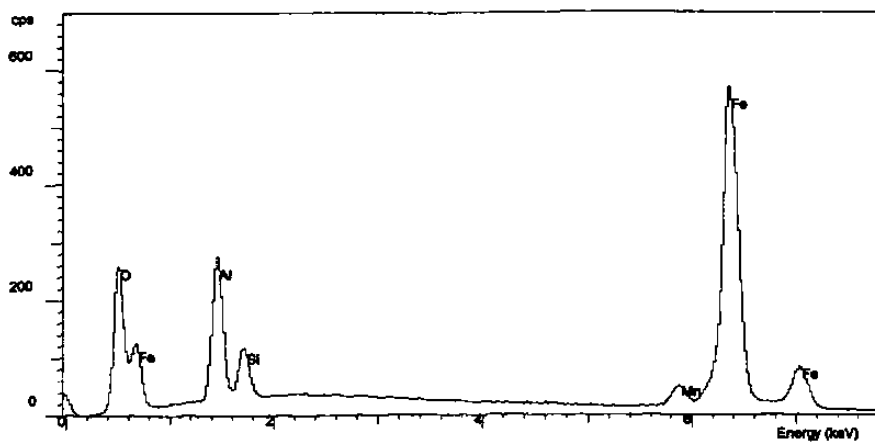
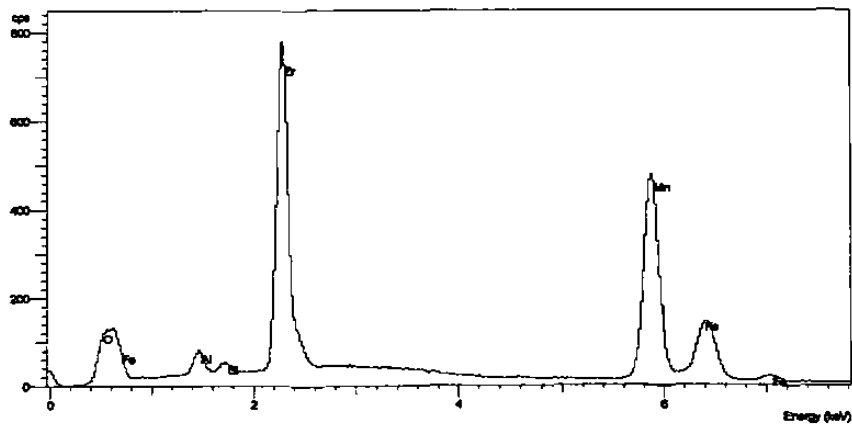
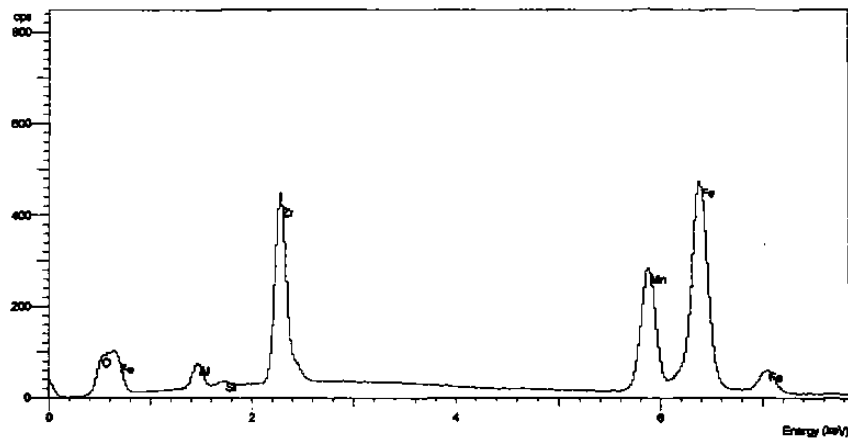
- (1) C. M. Hansson: *Concrete: the advanced industrial material of the 21st century*. Mat. Trans. Vol. 26st, Canada 1995, pp 1321-1341
- (2) J. A. González: *Control de la Corrosión y Medidas por Técnicas Electroquímicas*. CSIC, CENIM, Madrid 1989.
- (3) B. Bresler: *Concreto Reforzado en Ingeniería*. Vol. 1, Limusa, México. 1981.
- (4) IMCYC: *Problemas en el Concreto: Causas y Soluciones*. Limusa, México. 1990.
- (5) Biczock I. *Corrosión y Protección del Hormigón*, Urmo S. A. De Ediciones, España 1981.
- (6) CFE. *Manual de Tecnología del Concreto. Sección 2*. Instituto de Ingeniería. UNAM. Limusa. México. 1986.
- (7) CFE. *Manual de Tecnología del Concreto. Sección 1*. Instituto de Ingeniería. UNAM. Limusa. México. 1986.
- (8) Pedro Castro. *Corrosión en Estructuras de Concreto Armado*. IMCYC. México. 1998.
- (9) J. C. Scully: *The Fundamentals of Corrosion*. 2nd. Edition. Pergamon Press. Leeds U.K.
- (10) Mars G. Fontana: *Corrosion Engineering*, 3rd Edition. Mc Graw Hill International Editions. 1987.
- (11) David V. Ragone: *Thermodynamics of Materials*. Vol. III MIT. 1995.
- (12) John M. West: *Corrosión y Oxidación, Fundamentos*. Ed. Limusa. Primera Edición. México 1986.
- (13) William D. Callister, Jr: *Materials Science and Engineering, An Introduction*. Third Edition. Wiley. 1994.
- (14) S. Feliu: *Principio de Corrosión Electroquímica y Tipos de Ataque*. XI Curso de Estudios Mayores de la Construcción. CEMCO 88. Madrid. pp.10.
- (15) W. C. Leslie. *The Physical Metallurgy of Steels*. Mc Graw-Hill Int. Book Co. Tokio 1981.
- (16) M. Saucedo et. al. *Evaluación no Destructiva de la Tenacidad a la Fractura en Aceros Inoxidables Austeníticos Sensibilizados*. Memoria del XVIII Encuentro de Investigación Metalúrgica. I. T. S. Saltillo Coah. Octubre 1996.
- (17) B. W. Madsen: *Corrosion and Erosion-Corrosion of Fe-Al Alloys in Aqueous Solution and Slurries*. Wear-Corrosion Interactions in Liquid Media. Ed. Sagues-Meletis. Indiana 1989. pp. 49.
- (18) A. V. Levy: *Erosion of Steels by Organic Solvent or Water-Small Solid Particle Slurries*. Wear-Corrosion Interactions in Liquid Media. Ed. Sagues-Meletis. Indiana 1989. pp. 79.
- (19) R. Oltra: *Electrochemical Aspects of Localized Depassivation During Abrasion of Passive Iron-Based Alloys in Acidic Media*. . Wear-Corrosion Interactions in Liquid Media. Ed. Sagues-Meletis. Indiana 1989. pp. 3.
- (20) P. Kumar Mehta: *Durability. Critical Issues for Future*. Concrete International. Vol. 19. No. 7. Julio 1997. pp. 27-33
- (21) ACI Committe 201, Report 201 2R. *Guide to Durable Concrete*, American Concrete Institute, Detroit Michigan. 1982.

- (22) H. Roper, D. Baweja: Concrete Durability. Recent Solutions to Enduring Problems. Advances in Concrete Technology. 2nd Edition. V. M. Malhotra. Canada 1994. pp. 515-550
- (23) RILEM Committe 60-CSG: *Corrosion of Steel in Concrete*. State of the Art Report. P. Schiesel. Ed, (London, UK. Chapman and Hall, 1987).
- (24) Adam Neville: *Concrete Cover to Reinforcement-or Cover Up?*. Concrete International. Vol. 20. No. 11 Noviembre 1998. pp. 25-29.
- (25) C. Andrade: *Corrosión Localizada del Acero en Contacto con Hormigón*. XI Curso de Estudios Mayores de la Construcción. CEMCO 88. Madrid. pp. 27.
- (26) Neal S. Berke y Thomas G. Weil: World Wide Reviews of Corrosion Inhibitors in Concrete. Advances in Concrete Technology. 2nd. Edition. V. M. Malhotra. Canada 1994. pp. 891-901.
- (27) E. Velivasakis, K. Henriksen, W. Whitmore: *Halting Corrosion by Chloride Extraction and Realkalinization*. Concrete International. Vol. 19. No. 12. Diciembre 1997. pp. 39-45.
- (28) T. W. Bremner: Concrete in Marine Enviroments. Concrete. Advances in Concrete Technology. 2nd. Edition. V. M. Malhotra. Canada 1994. pp. 425-442.
- (29) A. Delaware, M. Pigeon, J. Marchand y E. Revertegat: *Influence of Chloride Ions on the Durability of High Performance Cement Pastes (Part II)*. Cement and Concrete Research. Vol. 26, No. 25. pp. 749-760. 1996.
- (30) Zrad G. Matta. *Concrete Practices in the Arabian Gulf-Region*. Concrete International. Vol. 20. No. 7. Julio 1998. pp. 51-52.
- (31) T. Miyagawa: *Durability Design and Repair of Concrete Structures: Chloride Corrosion of Reinforcing Steel and Aggregate Reaction*. Concrete Research, 1991, 43, No. 156, Septiembre. pp. 155-170.
- (32) J. A. González et al. *Some Questions on the Corrosion of Steel in Concrete. Part II: Corrosion Mechanism and Monitoring, Service Life Prediction and Protection Methods*. Materials and Structures, 1996, 29, Marzo.
- (33) J. A. González, C. Andrade, M. L. Escudero: *Corrosión de las Armaduras por Carbonatación del Hormigón*. XI Curso de Estudios Mayores de la Construcción. CEMCO 88. Madrid. pp. 11-19.
- (34) CFE. Manual de Tecnología del Concreto. Sección 3. Instituto de Ingeniería. UNAM. Limusa. México. 1986.
- (35) Metals Handbook Vol. 1. Tenth Edition ASM International 1990.
- (36) ASM Handbook: Welding, Brazing and Soldering. Vol. 6 ASM International 1993.
- (37) F. B. Pickering: Physical Metallurgy and the Design of Steels. Applied Science Publishers Ltd, England 1978.
- (38) G. E. Dieter: Mechanical Metallurgy. SI Metric Edition. Mc Graw-Hill. 1988.
- (39) F. B. Pickering y T. Gladman: Iron and Steel Inst. Spec. Rep. No. 81 (1963). pp. 10.
- (40) C. M. Sellars y J. A. Whiteman: *Recrystallization and Grain Growth in Hot Rolling*. Metal Science. March-April 1979. pp. 187-194.
- (41) D. T. Llewellyn: Steels. Metallurgy and Applications. 2nd Edition. Butterworth-Heinemann Ltd. 1992 England.
- (42) M. Cohen y W. S. Owen: *Thermo-Mechanical Processing of Microalloyed Steels*. Proceedings Union Carbide Corporation. 1977 pp. 2-8.
- (43) Isoao Kosazu et al. *Hot Rolling as a High-Temperature Thermomechanical Process*. Proceedings Union Carbide Corporation October 1975. pp 120-134.

- (44) ASM Handbook: Heat Treating. Vol. 4. ASM International 1993.
- (45) R. Colás. S. Mat. Proc. Tech. Vol. 62. (1996).
- (46) D. Trejo et al. *Dual-Phase Martensitic Steel for Concrete Reinforcement*. Proceedings of the fifth International Offshore and Polar Engineering Conference. The Netherlands, Junio 11-16, 1995. pp. 177-181.
- (47) Smith W. F: Fundamentos de la Ciencia e Ingeniería de Materiales. McGraw Hill, México 1994.
- (48) ASTM C 876-91 Designation. *Standard Test Method for Half-cell Potentials of Uncoated Reinforcing Steel in Concrete*. Annual Book of ASTM Standards, Vol. 03.02. 1991.
- (49) M. Stern y A. L. Geary: *Electrochemical Polarization*. Journal of the Electrochemical Society. January 1957.
- (50) P. Rodriguez. Tesis Doctoral. Universidad Complutense de Madrid. 1994.
- (51) Ping Gu, J.J. Beaudoin, P.J. Tumidajski, y N.P. Mailvaganam: *Electrochemical Incompatibility of Patches in Reinforced Concrete*. Concrete International. Vol. 19. No. 8. Agosto 1997.

ANEXO A.

ICLUSIONES NO METÁLICAS.



Espectrogramas de las inclusiones no metálicas encontradas en todos los aceros experimentales al manganeso con excepción de los aceros Testigo.

