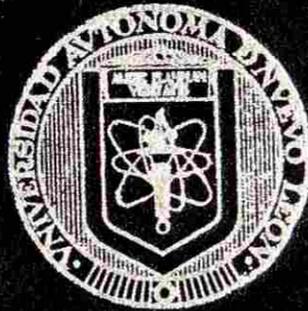


UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON

FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA

DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



**ESTUDIO ELECTROQUIMICO DE ACEROS
ALEADOS AL MANGANESO EMBEBIDOS
EN MORTERO PARA LA DETERMINACION
DE SU RESISTENCIA A LA CORROSION**

TESIS

**QUE PARA OBTENER EL GRADO DE MAESTRO
EN CIENCIAS DE LA INGENIERIA MECANICA
CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES**

PRESENTA:

FRANCISCO JAVIER CAMACHO VILLANUEVA

CIUDAD UNIVERSITARIA

AGOSTO 2001.

TM
Z5853
.M2
FIME
2001
C35



1020146050



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA

DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



ESTUDIO ELECTROQUIMICO DE ACEROS
ALEADOS AL MANGANESO EMBEBIDOS
EN MORTERO PARA LA DETERMINACION
DE SU RESISTENCIA A LA CORROSION

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

TESIS

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS
QUE PARA OBTENER EL GRADO DE MAESTRO
EN CIENCIAS DE LA INGENIERIA MECANICA
CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES

PRESENTA:

FRANCISCO JAVIER CAMACHO VILLANUEVA

CIUDAD UNIVERSITARIA

AGOSTO 2001

0150-33660

TH
25953
•H2
H11'E
2001
Q3-



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



FONDO
TESIS

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO

**ESTUDIO ELECTROQUÍMICO DE ACEROS ALEADOS AL
MANGANESO EMBEBIDOS EN MORTERO PARA LA
DETERMINACIÓN DE SU RESISTENCIA A LA CORROSIÓN**

T E S I S

**QUE PARA OBTENER EL GRADO DE MAESTRO EN
CIENCIAS DE LA INGENIERÍA MECÁNICA CON
ESPECIALIDAD EN MATERIALES**

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

PRESENTA

FRANCISCO JAVIER CAMACHO VILLANUEVA

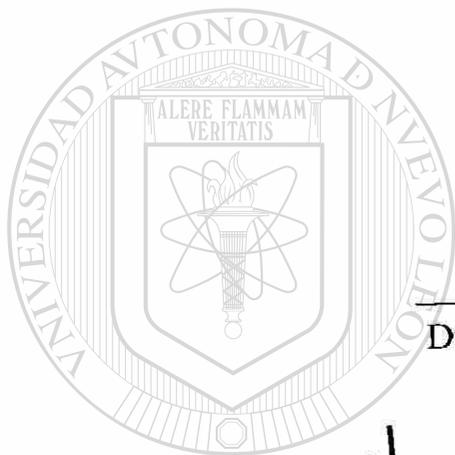
CIUDAD UNIVERSITARIA

AGOSTO 2001.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO

Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis “Estudio electroquímico de aceros aleados al manganeso embebidos en mortero para la determinación de su resistencia a la corrosión”, realizada por el Ing. Francisco Javier Camacho Villanueva, con matrícula 783115 sea aceptada para su defensa como opción al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales

El comité de tesis



Dra. Patricia Rodríguez López
Presidenta

Dr. Alberto Pérez Unzueta
Secretario

Dr. Ignacio Álvarez Elcoro
Vocal

Vo.Bo.

M.C. Roberto Villarreal Garza
División de Estudios de Postgrado

San Nicolás de los Garza, N.L. Septiembre 2001

Agradecimientos

A mis padres y hermanos por todo el apoyo que me han brindado y por la confianza que siempre han tenido en mí.

A la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la Universidad Autónoma de Nuevo León, la cual me hace sentir orgulloso de haber pertenecido a ella.

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología por el apoyo para la realización de mis estudios de maestría.

Al Doctorado en Ingeniería de Materiales (DIMAT).

A la Doctora Patricia Rodríguez por todos sus consejos y confianza pero especialmente por su amistad.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Al Doctor Rafael Colas Ortiz por haber compartido muchos de los conocimientos que me han hecho crecer profesionalmente.

Al Doctor Alberto Pérez Unzueta por su valiosa contribución en mi formación profesional.

Al Doctor Ignacio Álvarez Elcoro por todo el apoyo para la terminación de esta tesis.

Dedicatoria

A mis padres

Francisco Javier Camacho Raga

Margarita Villanueva Gonzalez



A mis hermanos

Margarita

UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

Karen

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Edgar

A mi novia

Ana Rosa

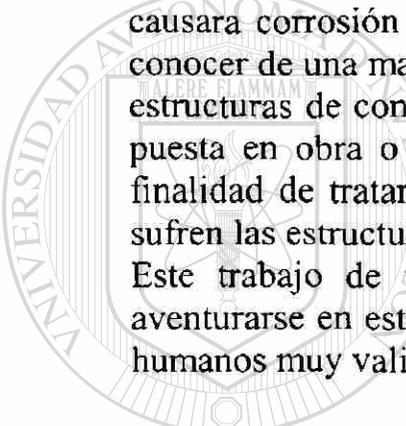
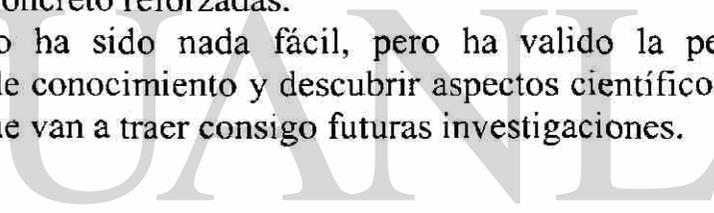
Francisco Javier

Prólogo

Este trabajo de tesis es el segundo que surge dentro del Programa Doctoral de la FIME, la finalidad fue generar experiencia en el área de corrosión en estructuras de concreto.

Por lo que este trabajo se concentró en aplicar algunas técnicas electroquímicas en sistemas que simularan una condición extrema y que causara corrosión en un sistema acero/concreto y que pudiera servir para conocer de una manera rápida y precisa la corrosión que se desarrolla en las estructuras de concreto, tomando en cuenta una serie de criterios, como la puesta en obra o las características del propio acero de refuerzo con la finalidad de tratar de minimizar este deterioro silencioso y paulatino que sufren las estructuras de concreto reforzadas.

Este trabajo de tesis no ha sido nada fácil, pero ha valido la pena aventurarse en este mar de conocimiento y descubrir aspectos científicos y humanos muy valiosos que van a traer consigo futuras investigaciones.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN   Patricia Rodríguez López. 

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

ÍNDICE

Agradecimientos	i
Dedicatoria	ii
Prólogo	iii
Capítulo 1: Introducción	1
Capítulo 2: Materiales para concreto	
2.1 Cementos	5
2.1.1 Proceso de fabricación	5
2.1.2 Composición química del cemento Portland	6
2.1.2.1 Tipos de cemento Portland	7
2.1.3 Pasta de cemento	9
2.1.4 Relación agua/cemento	10
2.1.5 Fraguado	11
2.1.6 Calor de hidratación	12
2.2 Agregados	13
2.2.1 Agregado fino	14
2.2.2 Agregado grueso	15
2.2.3 Agua para la mezcla de concreto	16
2.3 Propiedades del concreto fresco	17
2.3.1 Estructura del concreto fresco	18
2.3.2 Manejabilidad y consistencia	18
2.3.3 Segregación y exudado	19
2.3.4 La inclusión de aire	20
2.3.5 Aditivos	21
Capítulo 3: Deterioro de las estructuras de concreto	
3.1 Introducción	23
3.2 Principios generales de la corrosión	24
3.2.1 Definición de corrosión	24
3.2.2 Fuerza generadora de la corrosión	25
3.2.3 Oxidación y reducción	27
3.2.4 Corrosión electroquímica	28
3.2.5 Celda electroquímica	30
3.2.6 Pasivación y capas protectoras	32
3.2.7 Tipos de corrosión	34
3.2.7.1 Ataque uniforme	34
3.2.7.2 Corrosión galvánica	34
3.2.7.3 Corrosión por hendiduras	37

3.2.7.4 Corrosión por picaduras	38
3.2.7.5 Corrosión intergranular	39
3.2.7.6 Corrosión selectiva	40
3.2.7.7 Corrosión por erosión	40
3.2.7.8 Corrosión bajo esfuerzo	41
3.3 Durabilidad del concreto	42
3.3.1 Introducción	42
3.3.2 Corrosión del acero de refuerzo	43
3.3.3 Descripción del proceso	44
3.3.4 Causas de la corrosión del acero embebido en concreto	47
3.3.5 Corrosión localizada (corrosión inducida por cloruros)	49
3.3.6 Corrosión generalizada	55
3.3.7 Influencia de las grietas en el deterioro del concreto reforzado	57
3.3.8 Reacciones álcali-agregado	59
3.3.9 Daños por congelamiento y deshielo	61
3.3.10 Ataque por sulfatos	63

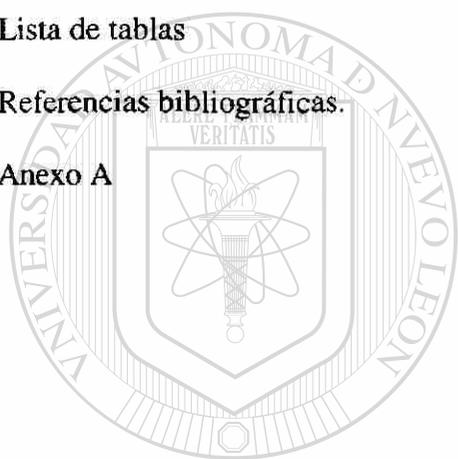
Capítulo 4: Aceros estructurales

4.1 Introducción	64
4.2 Aceros al carbono	65
4.3 Aceros HSLA	67
4.4 Aceros de baja aleación	70
4.5 Factores metalúrgicos	71
4.5.1 Diagrama Fe-Fe ₃ C	72
4.5.2 Mecanismos de endurecimiento en el acero	73
4.5.2.1 Endurecimiento por solución sólida	74
4.5.2.2 Refinamiento del tamaño de grano ferrítico	75
4.5.2.3 Endurecimiento por precipitación	77
4.5.2.4 Endurecimiento por transformación	79
4.5.2.5 Endurecimiento por dislocaciones	81
4.6 Laminación controlada/proceso termomecánico	82
4.6.1 Descripción del proceso	82
4.6.2 Barras de refuerzo laminadas en caliente	85
4.6.3 Barras con enfriamiento controlado	86
4.7 Aceros experimentales aleados al manganeso	90

Capítulo 5: Desarrollo experimental.

5.1 Probetas de mortero.	93
5.2 Descripción del procedimiento para la preparación de las probetas.	94
5.3 Pruebas de corrosión acelerada.	96
5.4 Probetas de acero.	96
5.4.1 Tratamiento térmico superficial.	97
5.5 Microestructuras.	99
5.6 Registro del E _{corr}	115

5.7 Medición de la velocidad de corrosión	116
Capítulo 6: Resultados y discusión.	
6.1 Pruebas de corrosión acelerada.	118
6.2 Potencial de corrosión.	121
6.3 Velocidad de corrosión.	128
Capítulo 7: Conclusiones.	146
Capítulo 8: Recomendaciones.	147
Lista de figuras	148
Lista de tablas	153
Referencias bibliográficas.	154
Anexo A	157



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



CAPÍTULO 1

Introducción

El concreto es el material más versátil y el que más se produce en el mundo, con una producción que excede aquella del acero por un factor de 10 en peso y por un factor de más de 30 en volumen⁽¹⁾. El único material que es consumido por el hombre en tales cantidades es el agua. El concreto es también el material compuesto más antiguo hecho por el hombre y varias estructuras originales tal como el Coliseo Romano figura 1.1, aún están de pie hoy en día, demostrando la durabilidad inherente del material.



Figura 1.1. El Coliseo Romano

Existen múltiples razones para la popularidad del concreto. Primero, sus componentes; piedra caliza, arcilla, agua, arena y piedra están disponibles en casi todo el mundo.

Segundo, el costo de producción es bajo comparado con otros materiales de ingeniería para la construcción. Además, en años recientes se han agregado materias primas adicionales provenientes de productos de desecho tales como ceniza volante,

escoria de alto horno y sílica condensada, proporcionando al concreto un beneficio triple:

I, los costos de materias primas son reducidos aún más; II, lo que serían productos de desperdicio ahora son convertidos a productos de utilidad y III, con las adiciones apropiadas de esos materiales y un adecuado curado del concreto, las propiedades de éste se mejoran significativamente.

Una tercera ventaja del concreto es que puede ser vaciado a temperatura ambiente para producir formas complejas con resistencia adecuada. Su versatilidad es tal que esencialmente el mismo material se usa para construcciones de ingeniería tal como puentes, figura 1.2 o una plataforma petrolera figura 1.3.

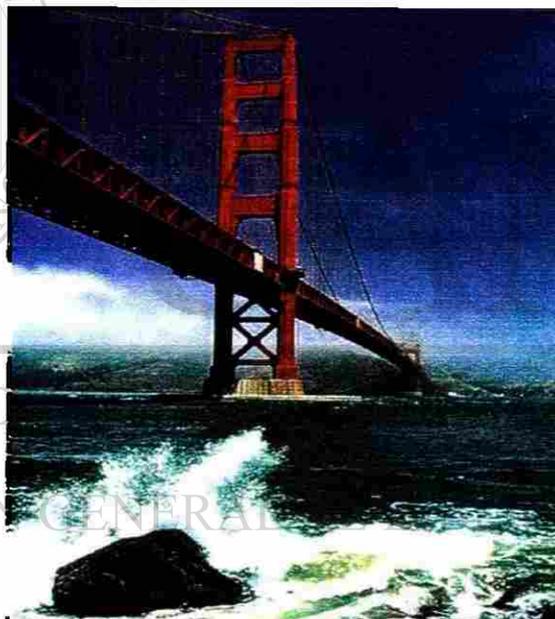


Figura 1.2. Puente Golden Gate en la Bahía de San Francisco.

IV, el principal factor en su uso universal es que el concreto presenta una excelente resistencia al agua, haciéndolo un material ideal para el control de la misma, ejemplo, los diques, figura 1.4. Contrario a la creencia popular, el agua no es perjudicial al concreto, aún al concreto reforzado; son las especies disueltas en el agua, tales como

cloruros, sulfatos y dióxido de carbono, las cuales causan el deterioro a las estructuras de concreto aunado a las malas prácticas de dosificación y preparación del mismo.



Figura 1.3. Plataforma petrolera estática.

Finalmente, aunque es relativamente débil en tensión, el concreto fácilmente se presta a ser reforzado; mientras que el acero de refuerzo suministra la resistencia a la tensión necesaria, el concreto crea un perfecto ambiente para éste, actuando como una barrera física al ingreso de especies agresivas y dando una protección química debido a su naturaleza altamente alcalina en el cual el acero es pasivado.

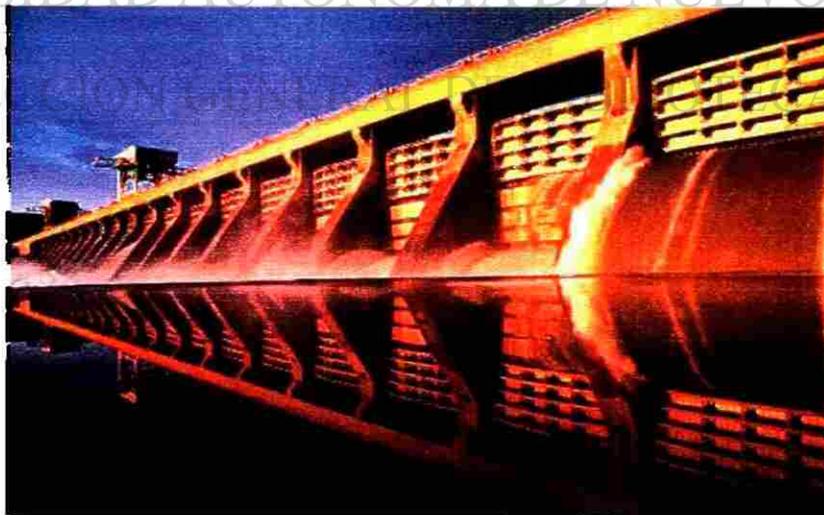
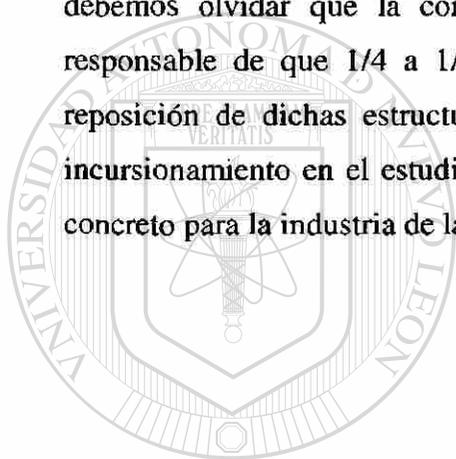


Figura 1.4. Dique para la prevención de los desbordes de los ríos.

A pesar de estas extraordinarias ventajas, el concreto ha sido algo ignorado por la comunidad de investigación en materiales comparado con el acero o aleaciones de aluminio. La razón de esto es que el concreto es usualmente considerado como un material de baja tecnología y por lo tanto, de potencial limitado para la investigación de materiales. Está claro que la designación de material de baja tecnología sólo se debe al bajo costo de producción del concreto comparado con los costos necesarios para la producción de materiales tales como compósitos de matriz metálica, superaleaciones, microprocesadores, cerámicos avanzados o de alta tecnología entre otros. Pero no debemos olvidar que la corrosión de las estructuras de concreto reforzado es la responsable de que 1/4 a 1/3 de la producción mundial de acero se dedique a la reposición de dichas estructuras deterioradas⁽²⁾, por lo tanto, lo anterior justifica el incursionamiento en el estudio, caracterización e innovación tanto de aceros como de concreto para la industria de la construcción.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

CAPÍTULO 2

Materiales Para Concreto

2.1 Cementos

Cualquier material que una entre sí las partículas de agregado formando una masa monolítica se llama cemento⁽³⁾. En general, los cementos que se usan para la fabricación de concretos se componen de materiales calcáreos. Los productos del yeso calcinado, como el yeso común, $(\text{CaSO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O})$, y la cal hidratada, $(\text{Ca}(\text{OH})_2)$ forman la mayor parte de los *cementos no hidráulicos*. Al entrar en contacto con el aire, los cementos de cal hidratada adquieren características débilmente cementantes debido a la formación del carbonato de calcio (CaCO_3) , mientras que los cementos de yeso endurecen por la formación de cristales entrelazados de $(\text{CaSO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O})$. Ya que los carbonatos y sulfatos de los cementos no hidráulicos son lentamente solubles en agua, imponen limitaciones a su aplicación. Por otra parte, los cementos compuestos esencialmente de silicatos de calcio activos o aluminatos de calcio dan productos de hidratación relativamente insolubles y, por tanto, se les llama *cementos hidráulicos*.

Los cementos hidráulicos tienen mucha aplicación en las construcciones de concreto y el más representativo de estos cementos es el cemento *Portland*.

2.1.1 Proceso de fabricación:

Como materias primas básicas para la fabricación del cemento Portland se encuentran la cal (CaO) , la sílice (SiO_2) , la alúmina (Al_2O_3) , y el óxido férrico (Fe_2O_3) .

Eventualmente también se utilizan subproductos industriales ricos en silicatos. Estas sustancias se mezclan en proporciones adecuadas para producir varios tipos de cemento Portland, se muelen y homogenizan, introduciéndose la mezcla así obtenida en hornos especiales (hornos rotatorios), en donde se calientan a temperaturas de 1400 hasta 1650°C. En este proceso el producto intermedio obtenido denominado *Clinker* es subsecuentemente enfriado y pulverizado. Una pequeña cantidad de yeso ($\text{CaSO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$) se agrega al cemento para controlar el tiempo de fraguado.

2.1.2 Composición química del cemento Portland.

Desde un punto de vista práctico, el cemento Portland se puede considerar que consiste de cuatro principales compuestos los cuales se muestran en la tabla 2.1.

Tabla 2.1. Constituyentes principales y composición típica del cemento Portland Tipo I. Según C. M. Hansson⁽¹⁾.

Compuesto.	Composición del óxido.	Abreviación.	% Peso
Silicato triacálcico.	$3\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$	C_3S	54
Silicato bicálcico.	$2\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$	C_2S	20
Aluminato triacálcico	$3\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$	C_3A	11
Aluminoferrita cálcica.	$4\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$	C_4AF	9

Los dos silicatos de calcio, C_3S y C_2S , son aproximadamente el 75% en peso de los compuestos del cemento Portland, y son los principales causantes de su característica cementante, sin embargo, la alita y la belita, C_3S y C_2S respectivamente, difieren entre sí en la rapidez de desarrollo de la resistencia en dos cementos que contengan diferentes porcentajes de C_3S y C_2S , como se muestra en la figura 2.1.

La fase aluminato, C_3A , es la fase de mayor actividad química en los cementos Portland. Al añadir el agua al cemento, el C_3A tiende a hidratarse inmediatamente con la generación de una cantidad de calor relativamente grande por lo que su fraguado es rápido. Su mayor inconveniente estriba en que es la causa de la retracción del concreto y que es muy poco resistente cuando se pone en contacto con sulfatos (SO_4^{2-}) Por ello

sería deseable que el clinker no contuviera Al_2O_3 , cosa que es inevitable, ya que se trata de un componente de los materiales arcillosos. Por esto, la estabilidad del cemento frente a los sulfatos depende de su contenido en C_3A .

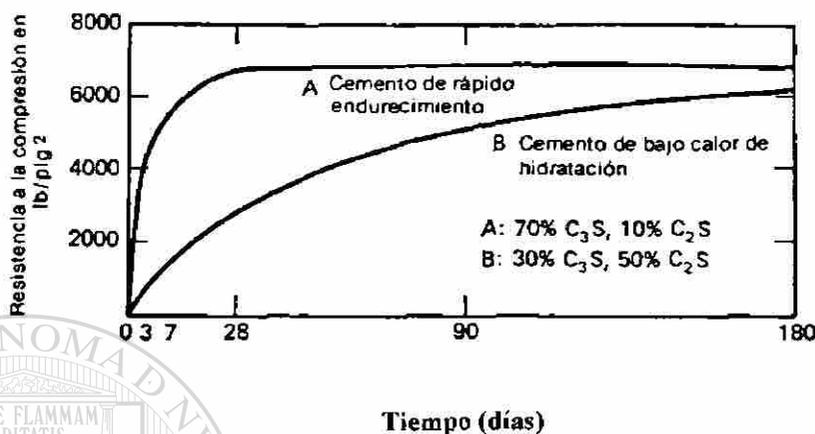


Figura 2.1. Variación de la resistencia a la compresión con el tiempo de curado para morteros 1:3 hechos con dos cementos Portland diferentes con relación constante agua-cemento. Según B. Bresler⁽³⁾.

Con respecto a la fase ferrita (*brownmillerita*), por lo general en los cementos Portland comerciales su composición corresponde a C_4AF , pero puede variar de C_2F a $\text{C}_6\text{A}_2\text{F}$. La naturaleza de las reacciones con el agua y los productos de hidratación de la fase ferrita son análogas a los de la fase aluminato; el C_4AF aumenta la estabilidad del concreto y resiste bien la acción de las aguas sulfatadas.

2.1.2.1 Tipos de cemento portland.

Los cementos Portland estándar son: cementos Portland del tipo I al V, cemento Portland de escoria de alto horno y cemento Portland puzolana⁽⁴⁾.

Tipo I: Es un cemento Portland de uso general, empleado en cualquier construcción en la que no se requieren las propiedades especiales de otros tipos de cementos. Aplicaciones típicas del cemento tipo I son banquetas, edificios de concreto reforzado, puentes y muchas otras más.

Tipo II: Es un cemento Portland modificado, empleado en la construcción general cuando el concreto está expuesto a la acción moderada de sulfatos. Es un cemento ligeramente retardante que genera calor con mayor lentitud. Ya que demora algo el fraguado, es una buena opción para colar concreto en clima caliente.

Tipo III: Es un cemento Portland de alta y rápida resistencia, empleado cuando se desean resistencias más elevadas a edades más cortas.

Tipo IV: Es un cemento Portland de bajo calor de hidratación empleado en estructuras masivas tales como presas donde el calor generado por la hidratación del cemento es un factor crítico.

Tipo V: Es un cemento Portland de alta resistencia a los sulfatos, empleado para proteger el concreto expuesto a la acción severa del contenido de sulfatos en el suelo y agua subterránea.

En la tabla 2.2 se muestra la composición típica y rapidez relativa de endurecimiento de los cementos comerciales de E.U.A.

Tabla 2.2. Composición típica calculada y rapidez relativa de endurecimiento de los cementos comerciales de E.U.A. Según B. Bresler⁽³⁾.

ASTM C 150		Composición %				Resistencia a la compresión como porcentaje de la resistencia del cemento tipo I.			
Tipo	Descripción	C3S	C2S	C3A	C4AF	1 día	7 días	28 días	3 meses
I	Para uso general	50	24	11	8	100	100	100	100
II	De calor de hidratación moderado y resistencia moderada a los sulfatos	42	33	5	13	75	85	90	100
III	De rápido endurecimiento.	60	13	9	8	190	120	110	100
IV	De poco calor.	26	50	5	12	55	55	75	100
V	Resistente a los sulfatos	40	40	4	9	65	75	85	100

2.1.3 Pasta de cemento.

Como ya hemos visto, el clinker de cemento Portland calcinado consiste, principalmente de C_3S , C_2S , con menores cantidades de C_3A y C_4AF . Estos compuestos se presentan raramente en su forma pura, y el clinker también contiene pequeñas cantidades de magnesio, sodio, potasio y compuestos de azufre.

Las fases que constituyen el cemento Portland son termodinámicamente inestables⁽³⁾, por lo tanto, tienden a reaccionar con el agua para formar productos de hidratación estables. El principal constituyente de la pasta es el silicato de calcio hidratado $3CaO \cdot 2SiO_2 \cdot 3H_2O$ (CSH), el cual es en gran parte el responsable de la resistencia y las propiedades cementantes de la pasta. El hidróxido de calcio $Ca(OH)_2$ (CH), un producto de la reacción de hidratación del silicato de calcio, es el responsable de que la solución del poro de concreto tenga un pH de aproximadamente 12.5 haciendo que la masa de concreto tenga una alcalinidad tal que el acero de refuerzo sea fácilmente pasivado⁽¹⁾. En la tabla 2.3 se muestran los productos de hidratación del cemento Portland.

Los productos hidratados tienen una densidad menor que el de los minerales del clinker anhidros, por lo tanto, el contenido en sustancias sólidas de la piedra de cemento después de la solidificación es mayor que el del polvo de cemento que estaba en suspensión en el agua. Pero el volumen total de los compuestos hidratados es menor que la suma de los volúmenes de cemento sin hidratar más el agua, siendo esto la causa de que en el cemento fraguado aparezcan poros.

La velocidad y el grado de hidratación dependen fuertemente de las condiciones de curado que consiste en procurarle al concreto condiciones de humedad y temperatura que sean favorables para la hidratación del cemento, particularmente en las primeras edades en que el proceso es más activo. Consecuentemente, para que el concreto en la estructura alcance a la edad de proyecto la resistencia considerada en los cálculos, es indispensable que reciba un curado inicial adecuado.

El incumplimiento de lo anterior representa el riesgo de que al aplicarle la carga a la estructura del concreto no posea a esa edad la resistencia debida, aunque los resultados

obtenidos en especímenes representativos curados en condiciones de estándar de laboratorio hagan suponer lo contrario.

Tabla 2.3. Productos de hidratación del cemento Portland. Según Biczock⁽⁵⁾.

Mineral del clinker.	Producto de su reacción con el agua.
Alita: $3\text{CaO}\cdot\text{SiO}_2 = \text{C}_3\text{S}$	$2\text{CaO}\cdot\text{SiO}_2\cdot n\text{H}_2\text{O}$ ($n = 2 - 4$) = CSH II. + $\text{Ca}(\text{OH})_2$ <i>Portlandita</i> . $\text{CaO}\cdot\text{SiO}_2\cdot m\text{H}_2\text{O}$ ($m = 0.5 - 1.3$) = CSH I. El CSH II y el CSH I forman la fase <i>Tobermorita</i> . $3\text{CaO}\cdot 2\text{SiO}_2\cdot 3\text{H}_2\text{O}$ awfilita $4\text{CaO}\cdot 2\text{SiO}_2\cdot \text{H}_2\text{O}$ xonolita Los dos últimos se presentan en el concreto tratado al autoclave.
Belita: $2\text{CaO}\cdot\text{SiO}_2 = \text{C}_2\text{S}$	En la hidratación de la belita se forman los mismos hidratos que en la de la alita. La cantidad de portlandita es menor como es fácil de comprender.
$3\text{CaO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3 = \text{C}_3\text{A}$	$3\text{CaO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3\cdot p\text{H}_2\text{O}$
$12\text{CaO}\cdot 7\text{Al}_2\text{O}_3 = \text{C}_{12}\text{A}_7$	$p = 6$: hexahidrato (sistema regular)
$5\text{CaO}\cdot 3\text{Al}_2\text{O}_3 = \text{C}_5\text{A}_3$	$p = 6-14$: laminillas hexagonales inestables;
	$4\text{CaO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3\cdot z\text{H}_2\text{O}$
	$z = 12$ C_4AH
	$z = 13$ C_4AH y $z = 14$ C_4AH completamente inestable.
Brownmillerita:	Como el aluminato, hidratada con posterioridad
$4\text{CaO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{Fe}_2\text{O}_3 = \text{C}_4\text{AF}$	$3\text{CaO}\cdot\text{Fe}_2\text{O}_3\cdot 6\text{H}_2\text{O}$
	$4\text{CaO}\cdot\text{Fe}_2\text{O}_3\cdot 14\text{H}_2\text{O}$
	$\text{Fe}(\text{OH})_3$

2.1.4 Relación Agua/Cemento.

Teóricamente el cemento necesita casi 21% de agua para hidratarse. Si fuera posible prácticamente elaborar un concreto con este contenido de agua, se podría conseguir una roca de cemento sin poros en el caso de que la hidratación fuera completa. Cualquier tipo de manipulación que contribuya a aproximarse a este sistema ideal incrementa la resistencia a la corrosión tanto de la roca de cemento como de la varilla de refuerzo⁽⁵⁾. En la práctica, una relación de agua cemento (a/c) de 0.42 no es todavía suficiente, porque, sin el uso de agentes de superficie activa reductores de agua como aditivos, se requiere agua adicional para crear una mezcla manejable. Así, las relaciones a/c de al menos 0.5 o más se han utilizado recientemente cuando se han descubierto los

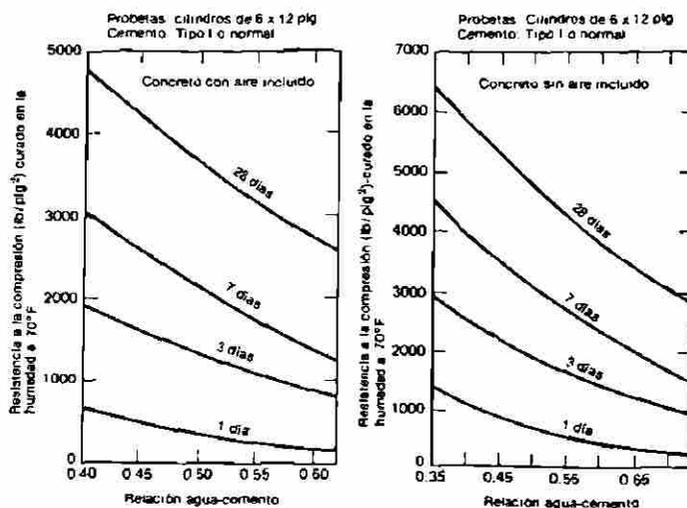


Figura 2.2. Relaciones típicas entre la relación agua-cemento y la resistencia a la compresión del concreto. Según B. Bresler⁽³⁾.

efectos negativos de las relaciones altas de agua/cemento en la durabilidad del concreto⁽¹⁾. La figura 2.2 pone de manifiesto el decremento de la resistencia a la compresión del concreto con el incremento de la relación agua/cemento.

2.1.5 Fraguado.

Las características de endurecimiento del concreto recién mezclado deben ser consideradas en los procedimientos de construcción. Después de completar el mezclado el concreto endurece gradualmente hasta que se hace rígido. Siendo indispensable que permanezca plástico durante un período de tiempo suficiente que permita transportarlo, colocarlo, consolidarlo y terminarlo.

Expresado en términos de su manifestación física, el fraguado es la condición adquirida paulatinamente por una pasta de cemento o por una mezcla de concreto, cuando ha perdido la plasticidad en un grado arbitrario, definido normalmente en función de su resistencia a la penetración o de su deformación⁽⁶⁾. Además de esta manifestación que se puede denominar normal, hay otras dos formas de fraguado que son anormales e indeseables: 1) el falso fraguado que se manifiesta por una rápida pérdida de plasticidad, prácticamente sin desarrollo de calor, que puede ser restituida

con un remezclado sin añadir agua, y 2) el fraguado instantáneo que se caracteriza también por una súbita pérdida de plasticidad, pero con gran desarrollo de calor, y en cuyo caso la plasticidad no puede ser restituida con un remezclado, a menos que se adicione agua.

2.1.6 Calor de hidratación.

Todas las fases que componen el cemento Portland tienden a reaccionar con el agua, estas reacciones son del tipo exotérmico liberando cierta cantidad de calor conocido como calor de hidratación. El aluminato tricalcico C_3A es el compuesto que se hidrata con mayor rapidez generando una gran cantidad de calor lo cual no siempre es conveniente. La adopción de medidas para evitar el desarrollo de calor es ventajosa desde el punto de vista de protección contra la corrosión, porque el calentamiento es seguido por un enfriamiento que va acompañado de una variación de volumen no compensada y da lugar a la aparición de grietas⁽⁵⁾.

Para estas aplicaciones es indispensable limitar las proporciones de C_3A y C_3S en el cemento Portland. En la tabla 2.4 se muestran los calores de hidratación de los componentes del cemento Portland.

Tabla 2.4. Calores de hidratación de los componentes del cemento Portland. Según B. Bresler⁽⁶⁾.

Componente	Calor de hidratación del componente en cal/g con una relación a/c de 0.4 a 21°C y la edad indicada.		
	3 días	90 días	13 años
C_3S	58	104	122
C_2S	12	42	59
C_3A	212	311	324
C_4AF	69	98	102

2.2 Agregados.

Los agregados constituyen aproximadamente el 70% del volumen total del concreto y, por lo tanto, influyen mucho en el costo económico y en las propiedades, tanto del concreto fresco como del endurecido. Las propiedades físicas del concreto que podrían resultar afectadas por las características del agregado incluyen el peso unitario, la manejabilidad, el módulo de elasticidad, resistencia, contracción, flujo plástico, comportamiento térmico y durabilidad.

Los agregados se dividen por el tamaño de sus partículas, en agregado fino y agregado grueso. El agregado fino, o arena, abarca nominalmente partículas entre 0.075 y 4.75 mm, en tanto que el intervalo nominal del agregado grueso, o grava, comprende desde 4.75 mm hasta la dimensión de los fragmentos más grandes que contiene, cuya magnitud define el tamaño máximo del agregado⁽⁷⁾.

Las sustancias perjudiciales contenidas en los agregados pueden afectar el fraguado y las características del endurecimiento y durabilidad del concreto.

Generalmente la resistencia de los agregados no tiene mayor importancia práctica para la resistencia del concreto, porque ordinariamente los agregados son muy resistentes. Es más importante la adherencia de la pasta de cemento al agregado, tanto con respecto a la resistencia a la compresión como a la de tensión del concreto. Sin embargo, la resistencia y el módulo de elasticidad de un agregado pueden usarse como índice de la calidad en general y para determinados propósitos, como la resistencia al desgaste del concreto (importante en los pavimentos o en los pisos para trabajo pesado).

Las propiedades térmicas de un agregado que pueden afectar al comportamiento del concreto son el coeficiente de dilatación térmica, el calor específico y la conductividad. Las últimas dos son importantes cuando se trata de concreto aislador y de concreto en grandes masas, en cambio en las estructuras de concreto comunes sólo necesita considerarse el coeficiente de dilatación térmica. Si un agregado es incompatible con la pasta de cemento es posible que los grandes cambios de temperatura

produzcan diferencias en las deformaciones, que rompan la adherencia entre los agregados y la pasta.

2.2.1 Agregado fino.

La composición granulométrica de la arena se acostumbra a analizar mediante su separación en siete fracciones, cribándola a través de mallas normalizadas como serie estándar, cuyas aberturas se duplican sucesivamente a partir de la más reducida que es igual a 0.150 mm (ASTM No. 100) ver tabla 2.5. De esta manera, para asegurar una razonable continuidad en la granulometría de la arena, las especificaciones de agregados para concreto (ASTM C33) requieren que en cada fracción exista una proporción de partículas comprendida dentro de ciertos límites establecidos empíricamente.

Tabla 2.5. Límites granulométricos especificados para la arena. Según CFE⁽⁷⁾.

Serie estándar de mallas para arena.		Límites de tolerancia (% en peso).	
Abertura en mm	Designación ASTM C	% retenido acumulado	% que pasa acumulado
	33		
9.5	3/8"	0	100
4.75	No. 4	0 a 5	95 a 100
2.36	No. 8	0 a 20	80 a 100
1.18	No. 16	15 a 50	50 a 85
0.600	No. 30	40 a 75	25 a 60
0.300	No. 50	70 a 90	10 a 30
0.150	No. 100	90 a 98	2 a 10

El análisis granulométrico de la arena se complementa calculando su módulo de finura que se define como la suma de los porcentajes del análisis por cribado del agregado dividido entre 100, cuando éste se expresa como porcentaje acumulativo retenido en las cribas Núm. 4, 8, 16, 30, 50 y 100. Las arenas cuyo módulo de finura es inferior a 2.30 normalmente se consideran demasiado finas e inconvenientes para esta

aplicación, porque suelen requerir mayores consumos de pasta de cemento, lo cual repercute adversamente en los cambios volumétricos y en el costo del concreto. En el extremo opuesto, las arenas con módulo de finura mayor de 3.10 resultan demasiado gruesas y también se les juzga inadecuadas porque tienden a producir mezclas de concreto ásperas, segregables y proclives al sangrado.

2.2.2 Agregado grueso.

De igual modo que en el caso de la arena, es deseable que el agregado grueso en conjunto posea continuidad de tamaños en su composición granulométrica, si bien los efectos que la granulometría de la grava produce sobre la manejabilidad de las mezclas de concreto no son tan notables como los que produce la arena.

Para analizar la composición granulométrica de la grava en conjunto. Se le criba por mallas cuyas aberturas se seleccionan de acuerdo con el intervalo dimensional dado por su tamaño máximo, buscando dividir este intervalo en suficientes fracciones que permiten juzgar su distribución de tamaños a fin de compararla con los límites granulométricos que le sean aplicables.

Las designaciones y aberturas de las mallas que suelen emplearse en el análisis granulométrico de la grava se indican en la tabla 2.6. La composición granulométrica de la grava es menos influyente que la de la arena en la manejabilidad de las mezclas de concreto, sin embargo, después de establecer la granulometría adecuada de la grava total, se le debe conservar uniforme para que no sea fuente de cambios imprevistos en las características y propiedades del concreto durante su producción.

Tanto la granulometría del agregado grueso como la de la arena, son factores importantes en la trabajabilidad del concreto plástico y en la resistencia última de la masa endurecida⁽⁴⁾. Aunque la resistencia, por si sola, no es una garantía de durabilidad en el concreto expuesto, un agregado grueso consistente con buena granulometría es una medida de seguridad. Es importante que el agregado sea resistente a la intemperie y que

no exista una reacción desfavorable entre los minerales agregados y los componentes del cemento; cuando la hay, el concreto sufre desintegración parcial o total con el tiempo dejando de actuar como protector para el acero de refuerzo.

Tabla 2.6. Mallas utilizadas para la granulometría del agregado grueso Según CFE⁽⁷⁾.

Designación de malla (ASTM E 11)		Abertura nominal en
Estándar	Alternativa	milímetros.
125 mm	5"	127.0
100 mm	4"	101.6
90 mm	3 ½"	88.9
75 mm	3"	76.2
63 mm	2 ½"	63.5
50 mm	2"	50.8
37.5 mm	1 ½"	38.1
25 mm	1"	25.4
19 mm	¾"	19.1
12.5 mm	½"	12.7
9.5 mm	3/8"	9.5
4.75 mm	No. 4	4.75
2.36 mm	No. 8	2.36

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

2.2.3 Agua para la mezcla de concreto.

En relación con su empleo en el concreto, el agua tiene dos diferentes aplicaciones: como ingrediente en la elaboración de las mezclas y como medio de curado de las estructuras recién construidas.

Los requisitos de calidad del agua de mezclado para concreto no tienen ninguna relación obligada con el aspecto bacteriológico (como en el caso de las aguas potables),

sino que básicamente se refieren a sus características físico-químicas y a sus efectos sobre el comportamiento y las propiedades del concreto.

Los efectos indeseables que el agua de mezclado de calidad inadecuada puede producir en el concreto, son a corto, mediano y largo plazo. Los efectos a corto plazo normalmente se relacionan con el tiempo de fraguado y las resistencias iniciales, los de mediano plazo con las resistencias posteriores (a 28 días o más) y los de largo plazo pueden consistir en el ataque de sulfatos, la reacción álcali-agregado y la corrosión del acero de refuerzo.

La prevención de los efectos a largo plazo se consigue por medio del análisis químico del agua antes de emplearla, verificando que no contenga cantidades excesivas de sulfatos, álcalis, cloruros y dióxido de carbono disuelto, principalmente.

En cuanto al agua de mar, su principal inconveniente al ser juzgada como agua de mezclado para concreto, consiste en su elevado contenido de cloruros (más de 20,000 ppm) que la convierten en un medio altamente corrosivo para el acero de refuerzo, y esto la hace inaceptable para su empleo en el concreto reforzado. No obstante, en determinados casos se ha llegado a emplear agua de mar para la elaboración de concreto destinado a elementos no reforzados.

2.3 Propiedades del concreto fresco.

Las propiedades del concreto fresco son parte importante de la calidad en general del concreto. Los materiales para el concreto y las proporciones de la mezcla deben elegirse no sólo para obtener la resistencia necesaria, sino para producir concreto fresco que pueda transportarse, colarse, consolidarse y terminarse con facilidad. Las propiedades del concreto fresco también son importantes porque afectarán la calidad y apariencia de la estructura terminada, así como su costo.

Al tema de las propiedades del concreto fresco se le llama algunas veces reología del concreto fresco. La reología del concreto fresco puede definirse como el estudio de las respuestas de una masa de concreto fresco a las fuerzas aplicadas. El conocimiento de la reología del concreto fresco es, cuando menos, tan importante como el conocimiento de las características físicas y mecánicas del concreto endurecido.

Entre las propiedades del concreto fresco se pueden mencionar las siguientes: manejabilidad, consistencia, segregación y exudado. Estas propiedades son fenómenos físicos y están relacionados; un cambio en uno influirá en los otros. El fraguado, o tiempo de endurecimiento, es un fenómeno físico-químico.

2.3.1 Estructura del concreto fresco.

La estructura del concreto fresco puede describirse como un continuo de pasta de cemento (cemento más agua) en la que las partículas del agregado están envueltas. Estas partículas están separadas entre sí por la pasta. Una pasta de cemento recién mezclada es un cuerpo que tiene una estructura con propiedades que no posee un fluido perfecto y que son la plasticidad y la viscoelasticidad. Estas dos propiedades determinan en gran parte el comportamiento reológico del concreto fresco. Los agregados también afectan mucho las propiedades del concreto fresco, principalmente por su forma, textura, granulometría, y tamaño máximo. Las proporciones de los materiales empleados, incluyendo la relación agua-cemento y la proporción de agregado, son factores importantes que influyen en las propiedades del concreto fresco.

2.3.2 Manejabilidad y consistencia.

La manejabilidad y la consistencia del concreto fresco son dos propiedades muy relacionadas. La manejabilidad es la propiedad del concreto recién mezclado que determina la facilidad y homogeneidad con la que puede mezclarse, transportarse, colarse, compactarse y terminarse. Es una propiedad que depende de las condiciones específicas del colado; un concreto que es manejable bajo ciertas condiciones puede no

ser manejable en otras. Así, una mezcla de concreto debe tener la manejabilidad necesaria para el uso que se intenta darle. En la práctica, la manejabilidad de una mezcla se juzga por varias propiedades, como la consistencia, la facilidad de transportarse y de colado, la ausencia de segregación o de exudado excesivo.

Algunos de los factores importantes que afectan la manejabilidad del concreto son: (1) cantidades relativas de pasta de cemento y agregados, (2) la plasticidad de la misma pasta, (3) el tamaño máximo y la granulometría de los agregados, y (4) la forma y las características de la superficie de las partículas del agregado.

La consistencia o fluidez del concreto es un aspecto importante de la manejabilidad y se refiere en cierto modo a la cantidad de agua del concreto. Sin embargo, no debe suponerse que mientras más agua contenga la mezcla es más manejable. Si una mezcla tiene demasiada agua puede provocarse la segregación adquiriendo una estructura alveolar y produciendo un exudado excesivo y vetas de arena en las superficies coladas. Por otra parte, si una mezcla es demasiado seca puede ser muy difícil colarla y compactarla y producirse segregación debido a la falta de cohesión y plasticidad en la pasta.

2.3.3 Segregación y exudado.

Como el concreto no es un material homogéneo, sino una mezcla de ingredientes que difieren en los tamaños de las partículas y en el peso específico, es susceptible de segregarse. Esta propiedad perjudicial es una separación, o diferencia de asentamiento que se produce en el agregado grueso y da por resultado una masa de concreto que no es uniforme. La segregación puede aparecer durante los manejos, colados, vibrados y posiblemente acabados incorrectos de una mezcla de concreto.

La tendencia a la segregación en las mezclas de concreto aumenta mucho con el revenimiento, con el tamaño máximo y la proporción de agregado, y con la reducción de

la proporción de cemento. La correcta selección de la mezcla y el uso de un buen procedimiento de construcción pueden impedir que ocurra la segregación.

El exudado, que algunas veces se llama ganancia de agua, está muy relacionado a la segregación. Durante la sedimentación de los materiales sólidos dentro de la masa de concreto el agua tiende a subir a la superficie. Parte de esta agua queda atrapada debajo de las varillas horizontales del acero de refuerzo y de los pedazos grandes del agregado disminuyendo la adherencia. El agua que llega a la superficie, diluye la pasta de cemento y puede acumular lechada o espuma. El exudado puede reducirse al mínimo disminuyendo la proporción de agua, aumentando la de cemento, usando arenas con la proporción adecuada de finos, o añadiendo algunos aditivos como las puzolanas.

2.3.4 La inclusión de aire.

El concreto con aire incluido, el cual se ha introducido intencionalmente en forma de burbujas diminutas dispersas en toda la mezcla, como el resultado del uso de aditivos inclusores de aire. Las dos razones principales para usar el aire incluido son: mejorar la resistencia del concreto endurecido a la exposición de ciclos de congelamiento y fusión, y mejorar la manejabilidad del concreto fresco. La inclusión de aire es positiva para el concreto en cualquier clima. Una de sus características, entre otras, es la capacidad de ayudar a disminuir el exudado y la segregación de la mezcla de concreto. Es cierto que puede reducir la resistencia de algunas mezclas de concreto, pero sus ventajas, en conjunto, superan esa mínima reducción de resistencia.

Los factores que afectan la cantidad de aire incluido comprenden las proporciones de agregado y su granulometría, el tiempo de mezclado, la temperatura y el revenimiento. El volumen de aire incluido puede ajustarse fácilmente para que satisfaga las condiciones de la obra cambiando la cantidad de aditivo inductor de aire.

2.3.5 Aditivos.

Se definen como aditivos los materiales que no son elementos normales en la composición del concreto y que se añaden a la mezcla inmediatamente antes de hacerla o durante ella. Hablando en general, los aditivos para el concreto pueden dividirse en tres clases: aditivos químicos para reducir la cantidad de agua, para obtener manejabilidad y para controlar el fraguado; aditivos inclusores de aire para mejorar la manejabilidad, reducir el exudado y aumentar la durabilidad; y aditivos minerales para controlar el calor de hidratación y las reacciones entre los álcalis del cemento y los agregados.

Los principales efectos que se persiguen con el uso de aditivos, son los que a continuación se mencionan para ambos estados del concreto⁽⁷⁾:

En estado fresco:

- Aumentar la trabajabilidad sin incrementar el contenido de agua, o bien disminuir el contenido de agua con la misma trabajabilidad.
- Retrasar o adelantar el tiempo de fraguado inicial.
- Reducir o prevenir el asentamiento, o crear una ligera expansión.
- Modificar la rapidez o la capacidad de exudado.
- Reducir la segregación.
- Mejorar la aptitud para el bombeo.
- Reducir la rapidez en la pérdida de revenimiento.

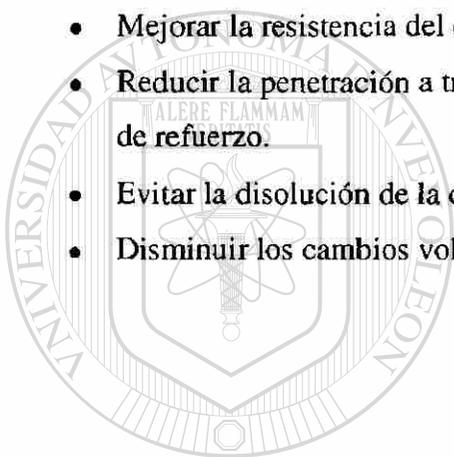
En estado endurecido:

- Retrasar o reducir la evolución de calor durante el endurecimiento inicial.
- Acelerar la velocidad de desarrollo de la resistencia a edades tempranas.
- Incrementar la resistencia (a compresión, tensión o flexión).
- Aumentar la durabilidad o la resistencia a las condiciones de exposición severas, que incluyen la aplicación de sales de deshielo.
- Disminuir el flujo capilar del agua.
- Disminuir la permeabilidad del concreto a los líquidos.

- Controlar la expansión causada por la reacción de los álcalis con ciertos agregados.
- Mejorar la adherencia entre el concreto y el acero de refuerzo.
- Mejorar la adherencia entre concreto viejo y concreto nuevo.
- Mejorar la resistencia al impacto y a la abrasión.
- Inhibir la corrosión del acero de refuerzo y otros metales inmersos.

A estos efectos cabría adicionar otros, que en forma directa o indirecta pueden producir ciertas puzolanas y algunos agentes reductores de agua, tales como:

- Mejorar la resistencia del concreto al ataque de los sulfatos.
- Reducir la penetración a través del concreto de sales que provocan corrosión al acero de refuerzo.
- Evitar la disolución de la cal en el interior del concreto, por efecto de la lixiviación.
- Disminuir los cambios volumétricos por secado en el concreto.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



CAPÍTULO 3

Deterioro de las estructuras de concreto

3.1 Introducción.

Los primeros usos formales del concreto de cemento Portland reforzado con varillas de acero datan de fines del siglo pasado, y aún en la actualidad algunas de esas aplicaciones permanecen en servicio; es decir, que tal concreto, similar al convencional actual, ha demostrado tener una duración potencial superior a los 100 años. Sin embargo, numerosas estructuras de concreto construidas entonces y después, mostraron síntomas de degradación al cabo de pocas décadas, alcanzando situaciones extremas en que dejaron de ser adecuadas para dar el servicio requerido y tuvieron que ser reconstruidas o reemplazadas.

El tiempo que una estructura de concreto puede durar desempeñando el servicio requerido, depende de numerosos factores relacionados con el rigor de las condiciones de exposición y servicio y con la correspondiente idoneidad del concreto, el diseño, la construcción y el mantenimiento de la estructura.

Al considerar las condiciones de exposición y servicio, es pertinente hacer distinción entre las ordinarias y extraordinarias. Las primeras corresponden a las condiciones en que se realiza el trabajo cotidiano y predecible de la estructura, en tanto que las segundas son consecuencia de eventos extraordinarios, como por ejemplo, los incendios, cuya magnitud y duración son impredecibles.

Bajo tales consideraciones, debe entenderse que al hacer el tratamiento de los factores que pueden influir en el deterioro prematuro del concreto reforzado, solamente procede referirse a los que están involucrados en la operación normal de las estructuras,

y que el comportamiento del concreto sometido a condiciones no usuales (como sería el caso de las altas temperaturas) le corresponde ser evaluado posteriormente como parte de las propiedades misceláneas del concreto.

El deterioro anticipado del concreto reforzado, operando en condiciones ordinarias, puede ser propiciado por factores estructurales y no estructurales. Independientemente de las fallas estructurales, repentinas o graduales, provocadas por sobrecargas o por esfuerzos excesivos de cualquier procedencia, es conveniente no perder de vista la interrelación que con frecuencia existe entre ambos tipos de factores. Así, por ejemplo, hay ocasiones en que un deterioro aparentemente no estructural tiene como punto de partida un agrietamiento de origen estructural; lo cual pone de relieve la importancia que tiene la detección oportuna de los primeros síntomas, o probables fuentes de deterioro, para prolongar la vida útil de las estructuras mediante la inspección y el mantenimiento adecuados.

Entre las diversas acciones de carácter no estructural que suelen ocasionar el deterioro prematuro del concreto, cabe destacar las siguientes por su frecuencia y por la importancia de sus efectos en la duración de las estructuras: 1).- Ataque por sulfatos, 2).- corrosión del acero de refuerzo, 3).- congelación y deshielo, 4).- lixiviación de la cal, 5).- reacciones álcali-agregado y 6).- ataque por sustancias ácidas (carbonatación).

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

3.2 Principios generales de la corrosión.

3.2.1 Definición de corrosión.

La corrosión es un fenómeno natural, por medio del cual los sistemas químicos expresan su tendencia hacia un estado de equilibrio estable y se puede definir como:

1).-Destrucción o deterioro gradual de un material a causa de su reacción con el medio ambiente , 2).- Proceso inverso de la metalurgia extractiva, en virtud de la cual los

materiales metálicos tienden a volver al estado combinado, en el que se encuentran en la naturaleza⁽¹⁾.

3.2.2 Fuerza generadora de la corrosión.

Toda transformación química real que experimente un sistema deberá ser irreversible y, de acuerdo con los principios de la termodinámica, a presión y temperatura constante, condiciones usuales en los procesos de corrosión, la energía libre o potencial termodinámico del sistema disminuye, de forma que alcanzará el equilibrio cuando sea mínima su energía libre G . $G_1 > G_2$, es decir:

$$\Delta G < 0 \dots (3.1)$$

En el equilibrio:

$$\Delta G = \Delta H - T\Delta S = 0 \dots (3.2)$$

donde H representa la entalpía del sistema, S la entropía y T la temperatura absoluta.

La fuerza impulsora hacia el equilibrio es, entonces, la disminución de la energía libre, que representa la tendencia natural de la reacción a producirse.

Según estos conceptos, toda reacción que implique una disminución de la energía libre no debe cesar, una vez iniciada, hasta que dicho parámetro haya alcanzado un valor mínimo en el sistema. Es el caso de la corrosión (oxidación) de los materiales metálicos que, con la excepción de los metales nobles, se verifica espontáneamente.

Sin embargo, el cambio en energía libre, que es una función de estado, por lo tanto independiente de la forma o trayectoria seguida por la transformación, no sirve para predecir la velocidad de la reacción sino que sólo refleja su tendencia a producirse y su dirección⁽²⁾.

Para que una reacción tenga lugar, éstas necesitan vencer una barrera de energía, la denominada energía de activación, Q , tal como se ilustra en la figura 3.1

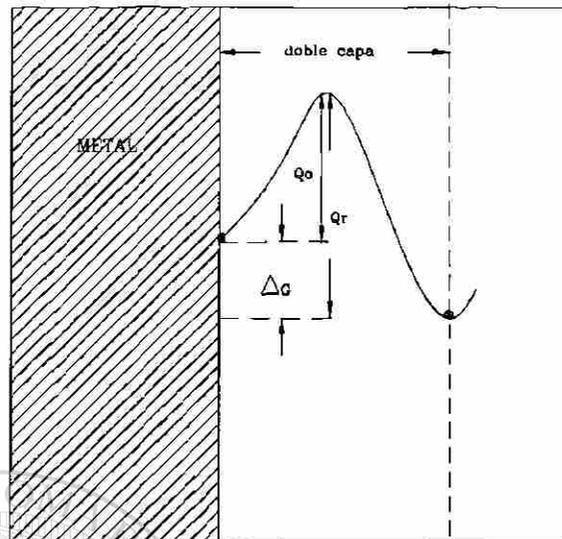


Figura 3.1. Diagrama de energía libre de un metal con tendencia a corroerse ($\Delta G < 0$). La reacción, para tener lugar, necesita vencer la energía libre de activación, Q_0 . Según J. A. González⁽²⁾.

Es precisamente la energía de activación y no el cambio de energía libre el parámetro que regula la velocidad de las reacciones químicas, que responde a la ecuación de Arrhenius:

$$K = Ae^{-Q/RT} \dots (3.3)$$

donde K es la velocidad de la reacción, A una constante cinética específica de la reacción, R la constante de los gases ideales, Q la energía de activación y T la temperatura absoluta.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

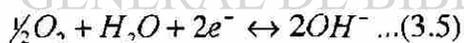
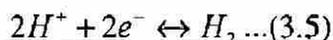
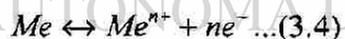
La mayoría de los metales no se encuentran en estado puro en la naturaleza sino que están combinados con otros elementos formando diferentes compuestos llamados menas. Para obtenerlos es necesario separarlos de éstas invirtiendo para ello una gran cantidad de energía. La cantidad de energía requerida para la extracción del metal varía de elemento a elemento. Sin embargo, al separarse, todos los metales almacenan energía, de esta manera, cuanto más energía se necesite para obtener un metal, más fuerte será su tendencia a regresar a un estado más estable y tenderá a corroerse con mayor rapidez. La tabla 3.1 muestra la posición de dichos metales.

Tabla 3.1. Posición de algunos metales con respecto a la energía requerida para extraerlos de sus menas. Según P. Castro⁽⁸⁾.

Requerimiento de mayor energía. (Mayor tendencia a corroerse).	Potasio
	Magnesio
	Berilio
	Aluminio
	Zinc
	Cromo
	Hierro
	Níquel
	Estaño
	Cobre
	Plata
Requerimiento de menor energía. (Menor tendencia a corroerse).	Platino
	Oro

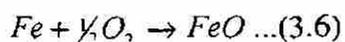
3.2.3 Oxidación y reducción.

Toda reacción de corrosión que transcurre según un mecanismo electroquímico consta, al menos, de dos reacciones parciales, una anódica donde la oxidación toma lugar y otra catódica donde se lleva a cabo la reducción, que se puede formular como sigue:

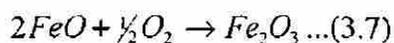


Donde las reacciones (3.5) son los procesos parciales catódicos más importantes en la naturaleza. Normalmente los equilibrios (3.4) y (3.5), en los fenómenos de corrosión, están totalmente desplazados hacia la derecha.

Cuando hay un aumento en el estado de valencia de un elemento se dice que ocurre una oxidación; el elemento implicado generalmente es un metal. Las siguientes reacciones son un ejemplo de oxidación:



aumento de valencia de Fe^0 a Fe^{2+}



aumento de valencia de Fe^{2+} a Fe^{3+} .

En cada caso, la valencia del metal ha aumentado al pasar del lado izquierdo de la reacción al lado derecho. La reacción inversa produce una disminución en la valencia del metal y se denomina reducción.

Cuando un metal se combina con un átomo o grupo molecular y pierde electrones, entonces existe la oxidación⁽⁹⁾, por esta razón se puede decir que la reducción consume electrones y la oxidación, por el contrario, los libera.

3.2.4 Corrosión electroquímica.

Una reacción electroquímica es una reacción química en la que hay transferencia de electrones e iones; por lo tanto la corrosión que se genera en medios acuosos es un fenómeno de carácter electroquímico. La corrosión electroquímica comprende a la corrosión atmosférica en aire húmedo, a la producida por los suelos, o a la corrosión provocada por medios electrolíticos (agua de mar, soluciones ácidas, sales y álcalis) y por sales fundidas.

Para que la corrosión electroquímica se pueda llevar a cabo, es necesario la existencia de cuatro elementos fundamentales para formar la *pila galvánica o de corrosión*: el *ánodo*, donde ocurre la oxidación, el *cátodo*, donde se lleva a cabo la reducción, un *conductor* que ponga en contacto eléctrico al ánodo y el cátodo y permita el flujo libre de electrones y por último un *electrolito* para el flujo de los iones. El siguiente ejemplo ilustra lo anteriormente explicado:

Se colocan dos placas de metales diferentes, hierro (Fe) y cobre (Cu), unidos por un conductor de cobre sumergidos en un recipiente con un electrolito, en este caso una

solución de cloruro de sodio (NaCl) ver figura 3.2. La reacción que ocurre en la placa de hierro es:

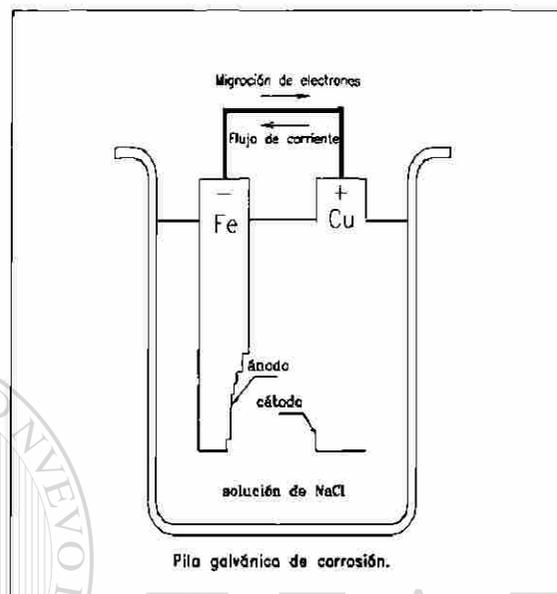
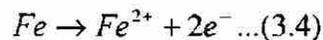
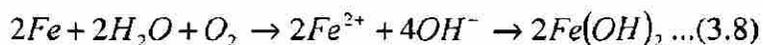


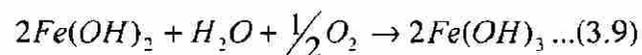
Fig 3.2. Pila galvánica de corrosión.

Aquí los electrones son liberados convirtiéndose el Fe en el ión Fe^{2+} , el cual, aumentó su valencia, lo que quiere decir que se llevó a cabo una oxidación. La porción de la placa donde la oxidación toma lugar se llama ánodo figura 3.3.

Estos iones Fe^{2+} se pueden combinar con iones cargados negativamente, OH^{-} que se encuentran en las inmediaciones del ánodo fig 3.3, pudiéndose formar ocasionalmente hidróxido ferroso, $Fe(OH)_2$:



el cual puede reaccionar posteriormente con agua y oxígeno⁽¹⁰⁾ para formar el hidróxido férrico, $Fe(OH)_3$, de color rojizo conocido como *herrumbre*:



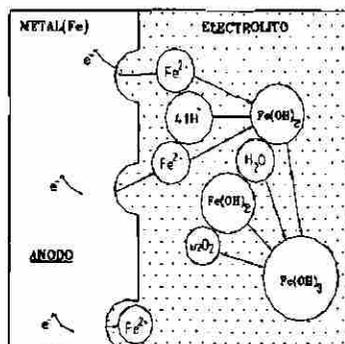


Fig 3.3. Formación del Fe(OH)_2 y del Fe(OH)_3 en el ánodo.

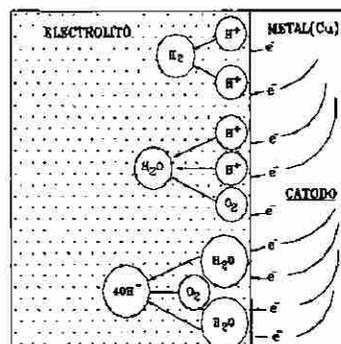
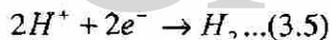


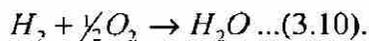
Fig 3.4. Reducción de los iones de H^+ para formar el gas hidrógeno y formación de los iones OH^- en el cátodo. Estas reacciones siempre ocurren por separado.

Los electrones liberados en el ánodo (Fe) viajan a través del conductor hacia la placa de cobre. En el cobre llegan hasta la interfase metal-solución donde se combinan con los iones de hidrógeno, siempre y cuando el electrolito sea un ácido, formando de esta manera el gas hidrógeno, H_2 . Fig. 3.4:



Para el caso de la figura 3.2 el electrolito es NaCl ($\text{Na}^+ \text{Cl}^-$).

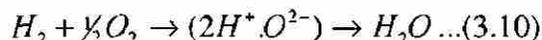
Esta reacción en la cual el ión hidrógeno acepta los electrones es una reducción ya que disminuye su valencia. La zona donde ocurre esta reducción se denomina cátodo. Al formarse, el hidrógeno gaseoso se puede combinar con el oxígeno disuelto en la solución para formar agua (H_2O)



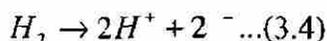
3.2.5 Celda electroquímica.

Para empezar la discusión de una celda electroquímica como medio alternativo para la conversión de energía, hay que notar que en la reacción del hidrógeno y oxígeno para producir agua, los electrones se transfieren desde los átomos de hidrógeno hacia los

átomos de oxígeno. Cada átomo de hidrógeno cambia desde un estado de oxidación cero hasta un estado de oxidación uno; esto es, pierde un electrón. El oxígeno, al mismo tiempo, gana dos electrones:

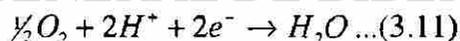


Sí por algún método se pudiera extraer trabajo debido al flujo del electrón en la reacción, se podría evitar el impuesto de la segunda ley de la termodinámica⁽¹¹⁾, esto es, la ineficiencia inherente en una máquina de calor que es impuesta por dicha ley. En la celda, la siguiente reacción tiene lugar en el electrodo de hidrógeno:

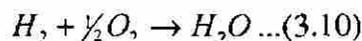


El hidrógeno (H_2) se descompone en iones de hidrógeno (H^+) y electrones. El material que separa al electrodo de hidrógeno del electrodo de oxígeno, una solución líquida en este caso, se llama electrolito. Un electrolito debe ser capaz de conducir iones, pero no deberá conducir electrones. Esta propiedad es necesaria porque lo que queremos es separar el flujo electrónico del flujo iónico. Debido a esta propiedad, los iones de hidrógeno más no los electrones, se pueden mover a través del electrolito hacia el electrodo de oxígeno. El flujo electrónico es a través de un alambre que conecta los dos electrodos. A medida que esto se desarrolla, se puede extraer trabajo de éstos.

En el electrodo de oxígeno, se lleva a cabo la siguiente reacción:



Sumando las ecuaciones (3.4) y (3.11) se obtiene la ecuación general, la cual es la misma como si el hidrógeno fuera quemado con oxígeno:



Por medio de una celda electroquímica tal como la de la figura 3.1, la reacción de hidrógeno y oxígeno para formar agua (o viceversa) se puede conducir de tal manera separando el flujo electrónico del flujo iónico.

Cuando la reacción se lleva a cabo en la dirección indicada por la ecuación (3.10) el aparato se llama celda galvánica. El voltaje del circuito abierto de esta celda (voltaje que se mide cuando no hay flujo de corriente) cuando la presión del hidrógeno y la presión de oxígeno son iguales cada una a una atmósfera será de 1.229 V.

La reacción descrita por (3.10) se puede conducir al revés. Si un potencial eléctrico mayor que el potencial del circuito abierto se aplica a la celda, la reacción (3.10) será en sentido contrario y el agua se disocia en hidrógeno en un electrodo y oxígeno en el otro. En este modo el aparato se considera un generador de hidrógeno y oxígeno y el proceso se llama electrólisis del agua⁽¹¹⁾.

3.2.6 Pasivación y capas protectoras.

La pasivación de un metal se puede definir como la pérdida de reactividad electroquímica bajo ciertas condiciones ambientales⁽¹⁰⁾ en donde debiera reaccionar, si se tiene en cuenta su tendencia termodinámica, es decir, a potenciales comprendidos entre los de equilibrio del material metálico en el medio y otro superior correspondiente al de reducción del oxígeno, o de cualquier otra sustancia del medio susceptible de reducirse.

El fenómeno de pasivación se debe a la formación de una capa superficial, de un óxido del mismo metal, muy delgada (con espesores entre 2 y 3 nm) que actúa como barrera contra la corrosión.

El fenómeno de la pasividad puede proceder espontáneamente y se habla entonces de pasividad natural, o forzada., obligando al material metálico a situarse en el campo de potenciales propio de la zona pasiva.

Algunos materiales forman fácilmente capas tenaces, continuas, adherentes, no conductoras, en una palabra, protectoras, al exponerlos a los medios naturales: agua, atmósfera o terrenos. Es por ejemplo el caso del aluminio, un metal con un potencial estándar de reducción muy negativo, lo cual induce a pensar que se debería corroer

rápidamente⁽²⁾. Sin embargo, forma una capa de óxido de aluminio muy fácilmente, por exposición a la atmósfera o a las soluciones acuosas, debido a que los parámetros críticos para la pasivación, corriente crítica de pasivación (I_{cp}) al potencial de pasivación E_p , se superan sin dificultad por la reducción del oxígeno disuelto en el agua o en las capas de humedad absorbidas.

Otros metales poseen también esta capacidad de pasivarse en medios ambientes naturales, destacando entre ellos el cromo por su importancia industrial. Así puede alearse con hierro y por oxidación selectiva del cromo, seguir formándose un film pasivante, hasta contenidos de cromo del orden del 12%⁽²⁾.

Este es el fundamento del desarrollo de un grupo muy importante de aleaciones, muy resistentes a la corrosión en muchos ambientes naturales e industriales por ejemplo, los aceros inoxidable. El factor importante en los aceros inoxidable es que la capa protectora de óxido se regenera⁽⁹⁾ cuando ésta se destruye total o localmente, lo cual, estrictamente analizado, es incorrecto, ya que dicha regeneración se debe al oxígeno atmosférico disuelto en los electrolitos y no se produce en soluciones desaireadas, ni en atmósferas reductoras.

La inalterabilidad de los aceros inoxidable depende de la formación y permanencia de una película de óxido pasivante, luego sus propiedades y utilidad están ligadas, precisamente, a su carácter oxidable, ya que la pasividad se produce debido a los productos primarios de la corrosión.

En la práctica, las películas superficiales son heterogéneas. No sólo se tienen variaciones químicas en el metal subyacente, sino que también hay raspaduras, inclusiones y bordes cortados, los cuales probablemente introducen tensiones internas dentro de la película. Existen así, un cierto número de puntos (poros) en los que la película es menos gruesa, menos resistente o más permeable que el resto de la superficie. El metal puede entonces empezar a disolverse en estos puntos sensibles cuando se sumerge a un electrolito⁽¹²⁾. Tal comportamiento genera formas típicas de corrosión que

afectan a una mínima parte de la superficie metálica, dando lugar a penetraciones considerables sin apenas pérdida de material, característica que las hace extremadamente peligrosas, pues sólo se detectan cuando el daño ha sido producido y ya no son posibles las medidas preventivas. Son los fenómenos de corrosión por picaduras, en resquicios, intergranular, el agrietamiento por corrosión-fatiga y por corrosión bajo esfuerzo⁽¹⁰⁾.

3.2.7 Tipos de corrosión

Es conveniente clasificar a la corrosión de acuerdo a la manera en la cual ésta se manifiesta. La corrosión metálica se clasifica en ocho formas⁽¹³⁾: Uniforme, galvánica, resquicios o hendiduras, picaduras, intergranular, corrosión selectiva, por erosión y por esfuerzo.

3.2.7.1 Ataque uniforme

Es una forma de corrosión electroquímica que ocurre con una intensidad equivalente sobre toda la superficie expuesta. En sentido microscópico, las reacciones de oxidación y reducción ocurren al azar en toda la superficie.

3.2.7.2 Corrosión galvánica

La corrosión galvánica ocurre cuando dos metales o aleaciones teniendo diferentes composiciones están en contacto eléctrico mientras están expuestos a un electrolito. En la tabla 3.2 se representan las reactividades de un número de metales y aleaciones comerciales en agua de mar.

El metal menos noble o más reactivo en un ambiente en particular se corroerá; el metal más inerte, el cátodo, estará protegido de la corrosión. En la figura 3.5 las láminas de aluminio se comportarán como ánodos, corroyéndose con una gran rapidez, mientras que los tornillos de latón serán los cátodos, los cuales quedarán protegidos (protección catódica).

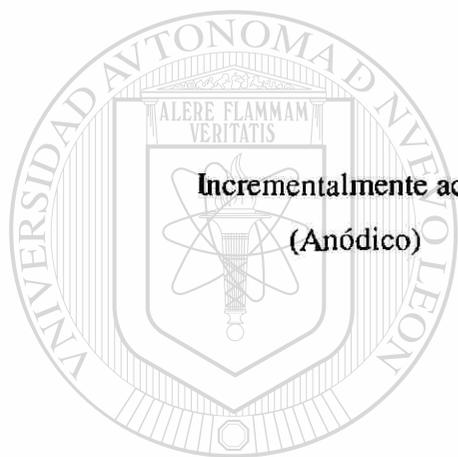
Tabla 3.2. Serie galvánica. Según Fontana⁽¹⁰⁾.

	Platino
	Oro
	Grafito
	Titanio
	Plata
	Acero inoxidable 316 (pasivo)
	Acero inoxidable 304 (pasivo)
	Inconel (80Ni-13Cr-7Fe) (pasivo)
	Níquel (pasivo)
	Monel (70Ni-30Cu)
	Aleaciones Níquel-Cobre
	Bronces (aleaciones Cu-Sn)
	Cobre
	Latones (aleaciones Cu-Zn)
	Inconel (activo)
	Níquel (activo)
	Estaño
	Plomo
	Acero inoxidable 316 (activo)
	Acero inoxidable 304 (activo)
	Hierro vaciado
	Aleaciones de aluminio
	Cadmio
	Aluminio comercialmente puro
	Zinc
	Magnesio y aleaciones de magnesio.

Incrementalmente inerte
(Catódico)



Incrementalmente activo
(Anódico)



U A N L

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



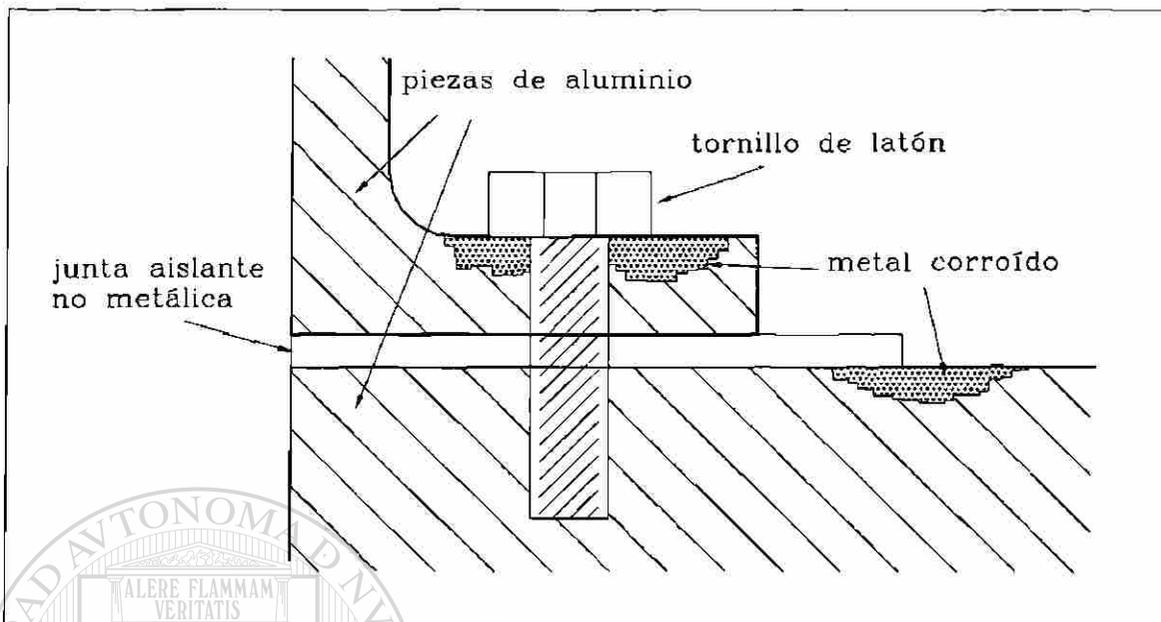


Fig. 3.5 Ejemplo de corrosión galvánica. El tornillo de latón es menos electronegativo que el aluminio actuando de esta manera como cátodo y las piezas de aluminio en contacto con éste actúan como ánodos generándose así el proceso de corrosión. Según P. Castro⁽⁸⁾.

La velocidad de corrosión galvánica depende de la relación de las áreas superficiales anódicas y catódicas que están expuestas al electrolito, y la velocidad está relacionada directamente a la relación de área cátodo-ánodo; esto es, para un área catódica dada, un ánodo más pequeño se corroerá más rápidamente que uno mayor desde que la velocidad de corrosión depende de la densidad de corriente más que de la simple corriente. La combinación de una pequeña área anódica frente a una gran área catódica representa un serio peligro⁽¹⁴⁾ aunque existe un número de medidas que se pueden tomar para reducir significativamente los efectos de la corrosión galvánica, éstas incluyen las siguientes:

1. Si se van a poner en contacto metales diferentes, escoger dos que estén lo más próximo posible en las series galvánicas.
2. Evitar una relación de área superficial ánodo-cátodo desfavorable; usar un área anódica tan grande como sea posible
3. Aislar eléctricamente metales distintos
4. Conectar eléctricamente un tercer metal, uno anódico a los otros dos, esto es una forma de protección catódica.

Los efectos galvánicos se ejercen a escala microscópica. Las impurezas y elementos aleantes estimulan la corrosión cuando contribuyen a la formación de micropilas en la superficie metálica. En este sentido cabe asignar un papel fundamental a la composición, cantidad, continuidad y distribución de las segundas fases. Desde el punto de vista de la corrosión electroquímica, es de esperar que las aleaciones cuya estructura esté formada por una sola fase o por dos o más fases, pero con potenciales de disolución similares, sean más resistentes que las aleaciones compuestas de varias fases con potenciales de disolución muy diferentes.

3.2.7.3 Corrosión en hendiduras

La corrosión electroquímica también puede ocurrir como consecuencia de diferencias de concentración de iones o gases disueltos en el electrolito y entre dos regiones del mismo metal. Para tal celda de concentración, la corrosión ocurre en el sitio que tiene la menor concentración. Un buen ejemplo de este tipo de corrosión se presenta en uniones de piezas metálicas, en rendijas, debajo de arandelas, tuercas o remaches, en juntas solapadas o debajo de depósitos (óxidos o impurezas). El mecanismo propuesto para la corrosión por hendiduras se ilustra en la figura 3.6.

Después de que el oxígeno se haya agotado dentro de la hendidura, la oxidación del metal ocurre en esa posición de acuerdo a la ecuación (3.4). Los electrones de esta reacción electroquímica son conducidos a través del metal a las regiones externas adyacentes, donde son consumidos por reducción, muy probablemente la reacción (3.5). En muchos ambientes acuosos, la solución dentro de la hendidura, se ha encontrado que desarrolla altas concentraciones de iones H^+ y Cl^- , los cuales son especialmente corrosivos. Muchas aleaciones que son pasivables son susceptibles a la corrosión por hendiduras debido a que las películas protectoras son frecuentemente destruidas por los iones H^+ y Cl^-

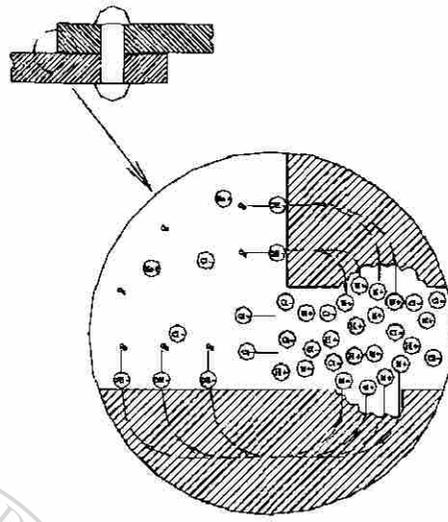


Fig 3.6. Mecanismo de corrosión propuesto en las hendiduras.

3.2.7.4 Corrosión por picaduras (pitting)

Esta es otra forma de corrosión muy localizada en la cual se forman pequeñas perforaciones. Éstas son difíciles de descubrir debido al pequeño diámetro y porque comúnmente están recubiertas de productos de corrosión.

El mecanismo para la corrosión por picaduras es probablemente el mismo para la corrosión por hendiduras en que la oxidación ocurre en la picadura misma. Una picadura se puede iniciar por un defecto superficial localizado tal como un rayado o una ligera variación en la composición. De hecho, se ha observado que los especímenes que tienen superficies pulidas reflejan una mayor resistencia a las picaduras.

Las picaduras constituyen una forma muy insidiosa de corrosión. A pesar de que la cantidad de metal atacado es pequeña, el perjuicio puede ser grande, en particular cuando el metal está destinado a contener fluidos (tubos de intercambiadores de calor, tuberías enterradas, recipientes en la industria química, etc.) ya que existe el riesgo de una rápida perforación. La picadura compone una pila local en la que la corriente fluye a través del electrolito desde la región anódica (fondo de la picadura) a la región catódica colindante. Como el área anódica central es pequeña, la densidad de corriente es elevada, lo que explica las altas velocidades de penetración observadas⁽⁹⁾.

3.2.7.5 Corrosión intergranular

El ataque intergranular es otra forma de ataque altamente localizado, que sigue los bordes de grano sin apenas afectar al propio grano o cristal y que está motivado generalmente, por el funcionamiento de micropilas galvánicas entre el material del mismo borde y el del interior del grano. La cantidad de metal corroído suele ser extremadamente pequeña. En cambio, la pérdida de resistencia mecánica es considerable a consecuencia de las múltiples grietas que dañan el metal. La susceptibilidad al ataque intergranular depende mucho de las aleaciones y del tratamiento térmico al cual dicha aleación ha estado sometida, siendo de temer en aleaciones donde se produce una precipitación de segundas fases en los bordes de grano.

Este tipo de corrosión es especialmente prevalente en algunos aceros inoxidables. La sensibilización en aceros inoxidables de la serie 300 se atribuye a la presencia de zonas libres de cromo rodeando a precipitados de carburo de cromo en los límites de grano⁽¹⁵⁾. Como una medida para prevenir el fenómeno de sensibilización, así como para mejorar las propiedades mecánicas, la composición química de estos aceros se ha modificado. Por ejemplo, el nitrógeno es un endurecedor por solución sólida más potente que el carbono y también presenta una mayor solubilidad en la austenita, dando como resultado una nueva clase de aceros inoxidables teniendo de dos a tres veces el límite de cedencia y resistencia máxima de los aceros inoxidables de la serie 300 sin sacrificar ductilidad⁽¹⁶⁾.

3.2.7.6 Corrosión selectiva

La corrosión selectiva se presenta en aleaciones de solución sólida y ocurre cuando un elemento o constituyente es disuelto preferencialmente como consecuencia de un proceso de corrosión. El ejemplo más común es la deszincificación del latón que es la separación del zinc del latón frente a soluciones acuosas, particularmente en agua de mar. El zinc se disuelve y el cobre permanece en la aleación en forma de una masa porosa, por lo que la estructura metálica falla a la más mínima sollicitación mecánica⁽¹⁴⁾.

3.2.7.7 Corrosión por erosión

Este tipo de corrosión surge por la acción combinada del ataque químico y abrasión o desgaste mecánico como consecuencia del movimiento relativo entre un fluido corrosivo y la superficie metálica^(17, 18). Virtualmente, todas las aleaciones son susceptibles a la corrosión por erosión. Es especialmente dañina a las aleaciones que se pasivan formando una película superficial protectora⁽¹⁹⁾; la acción abrasiva erosiona la película de óxido dejando expuesta una superficie metálica. Si el recubrimiento no es capaz de reformarse continua y rápidamente como una barrera protectora, la corrosión puede ser muy severa. La naturaleza del fluido puede tener una influencia dramática en el comportamiento del metal. El incremento en la velocidad del fluido normalmente intensifica la velocidad de corrosión. También, la solución es más erosiva cuando están presentes burbujas y partículas sólidas suspendidas.

La corrosión por erosión se encuentra comúnmente en tuberías, especialmente en doblamientos, codos, y cambios abruptos en los diámetros de la tubería donde el fluido cambia de dirección o el flujo repentinamente se hace turbulento.

Una de las mejores maneras para reducir la corrosión por erosión, es cambiar el diseño de la tubería para eliminar la turbulencia del fluido y los efectos de incrustación de partículas, por lo tanto, la eliminación de partículas y burbujas de la solución disminuirá su habilidad para erosionar⁽¹³⁾.

3.2.7.8 Corrosión bajo esfuerzo

La corrosión bajo esfuerzo, a veces conocida como SCC por sus siglas en inglés “*stress corrosion cracking*”, es otra forma de ataque localizado; sin embargo, se requiere la acción combinada de un esfuerzo tensil aplicado y un ambiente corrosivo, ambas influencias son necesarias. De hecho, algunos materiales que son virtualmente inertes en un medio corrosivo particular tienen susceptibilidad a esta forma de corrosión cuando se aplica un esfuerzo. Muchas aleaciones son susceptibles a la corrosión bajo esfuerzo en ambientes específicos, especialmente en niveles de esfuerzo moderado. Por ejemplo, muchos aceros inoxidable se corroen debido a esta forma de ataque en soluciones que contienen iones cloruro (Cl^-), mientras que los latones son especialmente vulnerables cuando se exponen al amoníaco (NH_3).

El esfuerzo que produce la corrosión o SCC no necesita ser un esfuerzo aplicado externamente; éste puede ser un esfuerzo residual que resulta de un cambio brusco de temperatura y una contracción no uniforme o por dos fases en las cuales una de ellas tiene un coeficiente de expansión diferente. También los productos de corrosión ya sea sólidos o gaseosos que quedan atrapados internamente en el metal pueden generar esfuerzos internos⁽¹³⁾.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

3.3 Durabilidad del concreto.

3.3.1. Introducción.

Durante el siglo XX ha habido un crecimiento astronómico en la industria del concreto de cemento Portland debido a que el concreto se ha convertido en el material predilecto para la construcción de puentes, presas, autopistas, y facilidades de tránsito urbano — símbolos de la modernidad. El consumo del concreto actualmente es de aproximadamente 8 mil millones de toneladas al año⁽²⁰⁾, debido al crecimiento de la urbanización, se espera que siga creciendo continuamente durante el siguiente siglo. Todo esto nos haría pensar que un futuro glorioso y prometedor está en espera para la industria de la construcción, sin embargo, existe una amenaza que ha estado y está latente aún con todo el avance de la tecnología y esto es la falta de *durabilidad* de las estructuras de concreto armado. Universalmente, el concreto ha sido especificado principalmente sobre las bases de su resistencia a la compresión a los 28 días después de haber sido vaciado o puesto en obra. Las estructuras de concreto por otra parte, casi siempre se diseñan con un factor de seguridad suficientemente alto tal que las fallas debidas a la falta de resistencia son muy raras. No obstante, las estructuras de concreto fallan antes de cumplir su vida útil especificada por la insuficiente durabilidad de las mismas.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Afortunadamente, dichas fallas usualmente no son repentinas y catastróficas, sino un deterioro gradual, el cual, puede ser atribuido a la ausencia de “durabilidad”, término utilizado para describir la resistencia a las condiciones del medio ambiente. En la figura 3.7 se muestran los principales problemas que causan el deterioro de las estructuras de concreto, los cuales, en conjunto, conforman los términos a los que la durabilidad del concreto se refiere⁽²¹⁾.

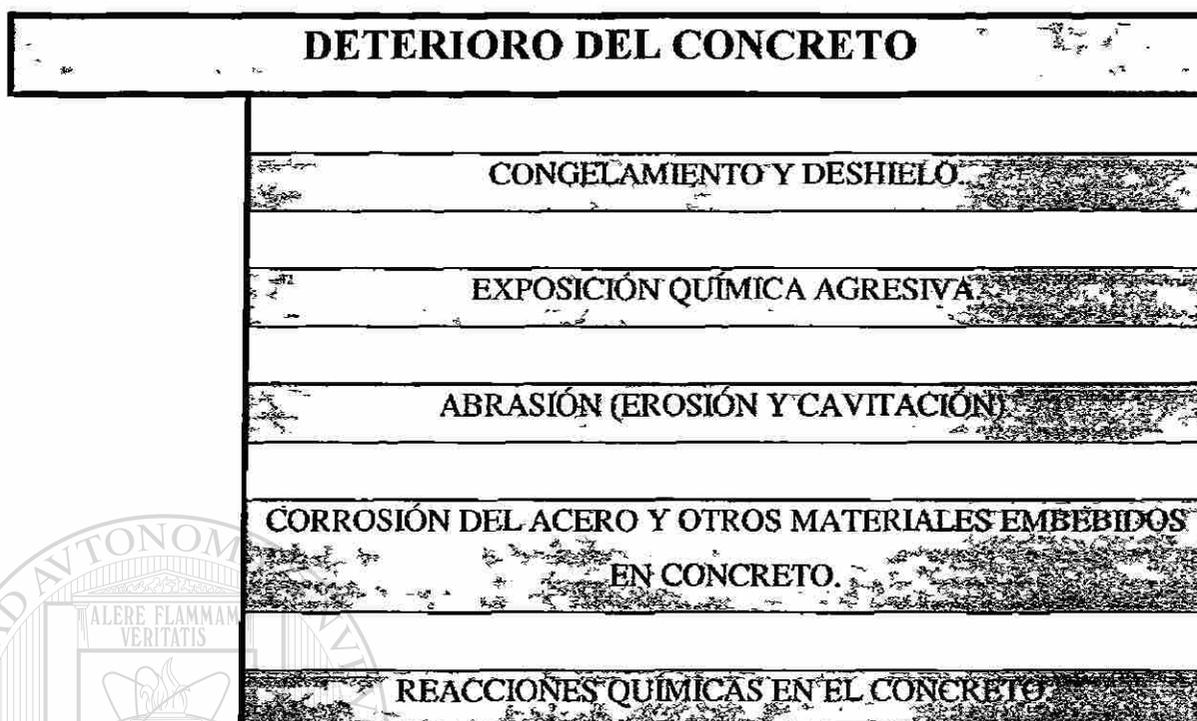


Fig 3.7. Clasificación de los fenómenos de deterioro del concreto considerados en la durabilidad del mismo (Por el comité 201 de la ACI)⁽²¹⁾

3.3.2 Corrosión del acero de refuerzo

Una de las principales causas del deterioro del concreto reforzado es debida a la corrosión del acero de refuerzo, la cual se manifiesta por la expansión y agrietamiento del miembro estructural reforzado causando la pérdida de la integridad del mismo y haciendo más vulnerable a la estructura para su posterior deterioro. En la figura 3.8 se muestran los tópicos que se consideran en el área de la corrosión del acero y otros materiales embebidos en concreto:

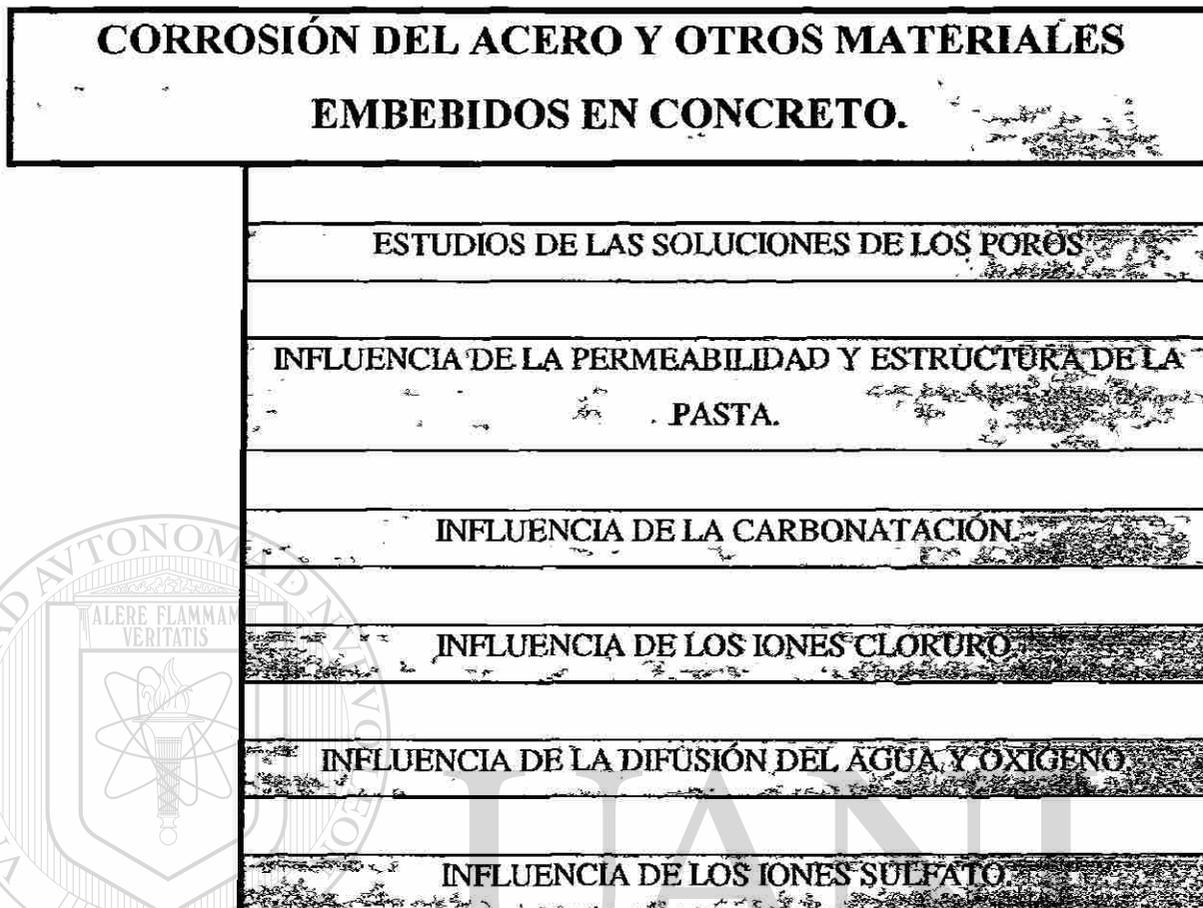


Fig 3.8. Tópicos considerados bajo el área de la corrosión del acero de refuerzo y otros materiales embebidos en concreto. Según H. Roper y D. Baweja⁽²²⁾.

3.3.3 Descripción del proceso

La corrosión del acero de refuerzo en el concreto tiene dos principales consecuencias que afectan la duración de las estructuras: 1).- Por efecto de la corrosión se reduce el área de sección transversal de las varillas de acero, disminuye su adherencia con el concreto y se degradan sus propiedades mecánicas, con lo cual su capacidad de trabajo estructural se ve afectada, y 2).- Como resultado de la corrosión, se originan productos (herrumbre) cuyo volumen es mayor al de los elementos que les dan origen, ver figura 3.9, aumentando las tensiones internas que agrietan progresivamente el recubrimiento de concreto e incluso lo desprenden totalmente en situaciones de corrosión avanzada.

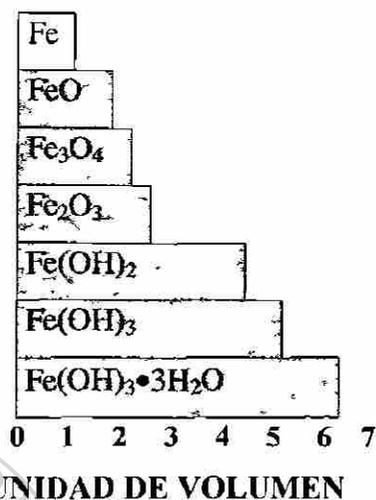


Fig 3.9. Volúmenes específicos de los óxidos e hidróxidos de Hierro Según C. M. Hansson⁽¹⁾.

Debido a la elevada frecuencia con que ocurre este fenómeno, puede decirse que la corrosión del acero de refuerzo sea una de las principales causas de que las estructuras de concreto reforzado sufran deterioro prematuro.

Para que la corrosión del acero de refuerzo en el concreto se lleve a cabo, no se requiere la presencia de dos metales para la formación de una celda galvánica, pues el ánodo y el cátodo están constituidos por zonas con diferente potencial electroquímico sobre la misma varilla, el electrolito corresponde a la solución acuosa que existe en los poros del concreto, y el conductor eléctrico lo constituye la propia varilla de acero, teniendo así la formación de una pila galvánica en el sistema concreto-varilla, tal como se muestra esquemáticamente en la figura 3.10.

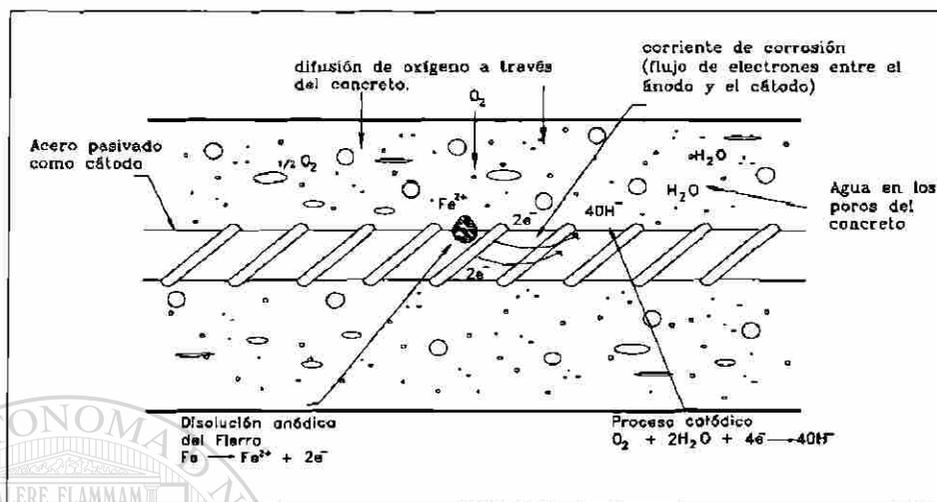


Fig. 3.10. Modelo de la corrosión galvánica llevada a cabo en las varillas embebidas en concreto. Según P. Castro⁽⁸⁾.

Las varillas de acero de refuerzo embebidas en el concreto suelen recibir de éste una adecuada protección contra la corrosión electrolítica por dos conceptos:

1).- Para que se genere la corrosión es indispensable la presencia del electrolito, esto es, que exista humedad en los poros del concreto, y que además exista oxígeno para que se produzcan las reacciones químicas inherentes al proceso electrolítico. La falta de alguno de estos dos participantes (agua y oxígeno) es suficiente para inhibir la corrosión; de este modo, el acero de refuerzo no se corroe sensiblemente si el concreto que lo rodea permanece seco, ni tampoco, si el concreto se halla completamente inmerso en agua donde la cantidad de oxígeno es casi nula. En condiciones en que hay riesgo de corrosión, la protección del concreto en este aspecto estriba en que el recubrimiento sobre las varillas impida la penetración de los agentes externos, lo cual a su vez, depende del espesor del recubrimiento y de la permeabilidad del concreto^(23, 24).

2).- El cemento Portland al hidratarse libera hidróxido de calcio, $Ca(OH)_2$, y esto, aunado a la presencia de otras sales alcalinas, le confiere al concreto un alto nivel de basicidad (pH cercano a 13). En un medio así, los primeros productos de la corrosión electrolítica están constituidos por una forma de óxido férrico que origina una delgada

película de recubrimiento sobre las varillas de acero y las protege de la corrosión ulterior. A dicho fenómeno se le conoce como “pasivación” del acero de refuerzo, y se dice que esta película protectora sólo subsiste mientras el concreto conserva un pH mayor de 11.5; es decir, si por algún motivo se reduce el grado de alcalinidad del concreto por debajo de este valor, la película de pasivación se deteriora y se pierde su capacidad de protección contra la corrosión⁽²⁵⁾.

De acuerdo con lo anterior, es posible considerar que la protección natural que el acero de refuerzo recibe del concreto, a fin de no ser afectado por la corrosión electrolítica, está en función directa de la integridad de la película de óxido que recubre las varillas debido a la pasivación, la cual puede ser alterada por diversas acciones perjudiciales, entre las que destacan por su frecuencia la carbonatación del concreto y la existencia de cloruros en el medio de contacto con las varillas. Debido a que la intensidad de estas acciones depende a su vez del grado de protección que le confiere a las varillas el espesor del recubrimiento y la permeabilidad del concreto, es pertinente definir las características que en estos aspectos deben procurarse, con el fin de suministrar al acero de refuerzo la protección adecuada contra el deterioro prematuro por corrosión en diversas condiciones de exposición y servicio. Es decir, por una parte es necesario evaluar la influencia de los factores ofensivos como la presencia de cloruros que tienden a deteriorar la película de pasivación y el fenómeno de carbonatación que deteriora al concreto endurecido dejando libre acceso a agentes químicos, por la otra, debe considerarse el efecto de los factores defensivos (permeabilidad y espesor del recubrimiento de concreto) que tienden a preservarla.

3.3.4 Causas de la corrosión del acero embebido en concreto.

La principal causa de deterioro del concreto reforzado es la corrosión del acero de refuerzo, usualmente originada por la carbonatación y la contaminación del concreto con cloruros.

El efecto corrosivo de las sales (NaCl , CaCl_2) en el ambiente es bien conocido⁽⁸⁾. Lo que puede ser sorprendente son las altas y frecuentes concentraciones corrosivas de cloruros encontradas dentro del concreto. La naturaleza porosa del concreto permite que los iones cloruros provenientes del exterior, principalmente en zonas marinas, penetren a través del concreto, eventualmente alcanzando las barras de acero (varillas) causando que éstas se corroan.

Además de la contaminación por cloruros y reducción de alcalinidad por carbonatación, la corrosión del acero de refuerzo ocurrirá sólo si existe suficiente humedad y oxígeno y si la conductividad eléctrica es suficientemente alta. Desafortunadamente, estas condiciones predominan en muchas estructuras de concreto y la necesidad de inspecciones regulares, mantenimiento y reparaciones se está volviendo más importante para asegurar el tiempo de vida útil que se ha especificado para las estructuras de concreto.

La corrosión del acero de refuerzo puede ser controlada usando uno o más de los siguientes métodos:

- I.- Mejorar la calidad del concreto
- II.- Usar recubrimientos protectores en la superficie del concreto.
- III.- Usar inhibidores de corrosión tal como el nitrito de sodio⁽²⁶⁾.
- IV.- Usar un recubrimiento en la interfase acero/concreto como una barrera.
- V.- Suprimir el proceso electro-químico del acero embebido implementando la protección catódica.
- VI.- Implementando tratamientos electroquímicos como la extracción de cloruros y realcalinización⁽²⁷⁾.

La calidad del concreto en este contexto significa baja permeabilidad para los cloruros y oxígeno y, con objeto de alcanzar esta condición, los investigadores⁽²⁸⁾ han tratado con tales parámetros como composición del cemento, proporciones de la mezcla, relación agua/cemento y el espesor de la capa de concreto (cover). Desafortunadamente los capilares del concreto varían de 1.5 a 100 nm en diámetro y los iones cloruro tienen

un diámetro menor a 0.2 nm pasando fácilmente por los capilares del concreto. También existen muchos factores durante la construcción que resultan en una mala calidad del concreto y por consiguiente en baja durabilidad de la estructura y son los siguientes:

- Alta relación agua/cemento (a/c).
- Insuficiente contenido de cemento.
- Sistema deficiente de inclusión de aire.
- Alto revenimiento.
- Sangrado excesivo del concreto.
- Consolidación pobre.
- Acabado pobre.
- Curado inadecuado.

Aún cuando el concreto es de muy buena calidad, si éste está sujeto a ciclos alternantes de saturación y secado en ambientes marinos, las condiciones para que los cloruros y el oxígeno lo penetren se ven favorecidas. Por lo tanto, aumentar las propiedades del concreto para prevenir la corrosión del acero embebido no siempre es económico o posible.

3.3.5 Corrosión localizada (corrosión inducida por cloruros).

Los iones cloruro son los responsables de muchos problemas de durabilidad de estructuras de concreto reforzado. Una investigación reciente de OCDE⁽²⁹⁾ indica que la causa más importante de degradación prematura de 800,000 puentes en todo el mundo es la penetración de iones cloruro en las estructuras de concreto llevando a la corrosión del refuerzo.

a.- Fuente de cloruros.

Los cloruros se pueden agregar al concreto al tiempo de mezclar, ya sea accidentalmente en la forma de contaminante en el agua o agregado, o intensionalmente como constituyente de algún aditivo químico. Esto último, ha sido un problema particular en climas fríos, donde hasta recientemente, el uso del cloruro de calcio como

acelerador del fraguado fue ampliamente usado y se sigue empleado durante el vaciado del concreto en los meses de invierno. En años recientes ha habido una considerable reducción en el uso del cloruro de calcio pero, desafortunadamente, existe la contraparte, el uso incremental de las sales de deshielo. Además el incremento de construcciones en zonas costeras en el último cuarto de siglo, la corrosión del concreto reforzado debido a la exposición a atmósferas marinas está aumentando alrededor del mundo y es de especial interés en climas calurosos y húmedos tales como los de Florida y en las regiones del golfo de Arabia ⁽³⁰⁾.

Si los cloruros están presentes al momento de la mezcla, ellos competirán con el yeso reaccionando con los componentes aluminatos del cemento para formar monocloroaluminato de calcio hidratado, $3\text{CaO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{CaCl}_2\cdot 10\text{H}_2\text{O}$ y tricloroaluminato de calcio hidratado $3\text{CaO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 3\text{CaCl}_2\cdot 32\text{H}_2\text{O}$ ⁽⁵⁾. Así, una fracción de los cloruros, se unirá químicamente en la pasta de cemento y no serán dañinos en cuanto a la corrosión del refuerzo se refiere y algunos cloruros restantes quedarán atrapados en la estructura gelatinosa y no serán disponibles para el proceso de corrosión. Sólo los cloruros que están libremente disueltos (Cl⁻) en el sistema de poros capilares estarán en condiciones de contribuir en el rompimiento de la capa pasiva y continuar con el proceso de degradación.

Si los cloruros penetran el concreto endurecido, por ejemplo, de atmósferas marinas o de sales de deshielo, ellos también pueden formar cloroaluminatos, pero no serán atrapados físicamente en la estructura gelatinosa con la facilidad con que son atrapados aquellos que provienen de los agregados de la mezcla. Así, para una concentración dada total de cloruros, es muy probable que haya una mayor cantidad de cloruros libres disponibles para atacar al refuerzo si éstos penetran el concreto endurecido ⁽²³⁾ que si fueran agregados a la mezcla fresca.

b.- Mecanismo de ataque por cloruros.

Mientras que la estructura de la capa pasiva y el mecanismo de su rompimiento por los iones cloruro no está completamente entendido, una teoría es que el ion cloruro se incorpora en la capa, reemplazando al oxígeno e incrementando tanto su conductividad como su solubilidad, por lo tanto, destruyendo su carácter protectorio. Un mecanismo alternativo es que el ion cloruro se combina con los iones ferrosos, previniendo así la formación de la capa pasiva.

Los iones cloruro son raramente distribuidos homogéneamente sobre la superficie del acero, y las imperfecciones en la capa pasiva, las cuales permiten la fácil incorporación de los cloruros, son distribuidas heterogéneamente. El rompimiento de la capa pasiva es por eso un fenómeno localizado y resulta en la creación de celdas galvánicas fig 3.11.

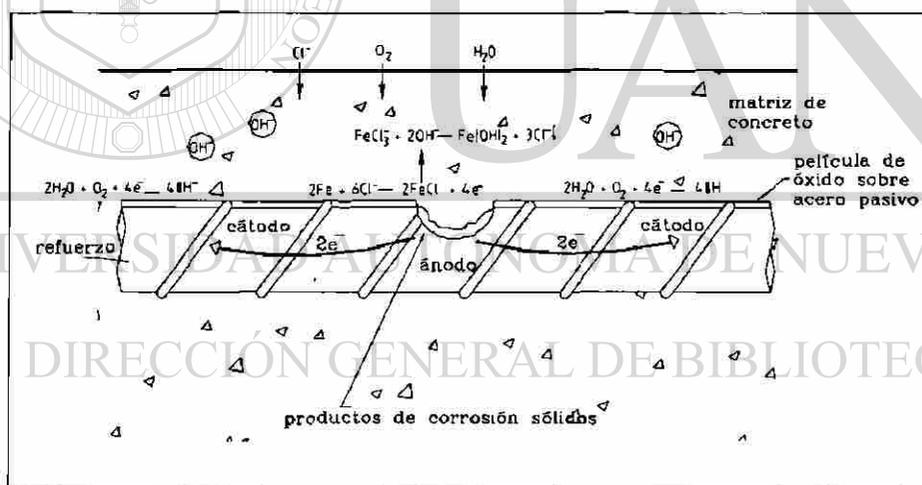


Fig. 3.11. Mecanismo de ataque de los cloruros al refuerzo. Según P. Castro⁽⁸⁾.

Las áreas locales activas se comportarán como ánodos, mientras que las áreas pasivas restantes se convertirán en cátodos donde la reducción del oxígeno disuelto se lleva a cabo. Las celdas galvánicas pueden ser macro o micro en dimensión dependiendo de un número de factores, incluyendo la porosidad y el grado de saturación de la pasta, y

de la cantidad y distribución de los cloruros. Así, el ánodo y el cátodo pueden estar ampliamente separados o pueden estar adyacentes a escala atómica.

El efecto de la separación del área anódica y catódica tiene consecuencias significantes para el patrón de ataque. En el concreto adyacente a las áreas anódicas, la concentración de iones de hierro positivos aumenta, haciendo que el pH disminuya y permitiendo la formación de complejos de hierro-cloruro solubles. Estos complejos pueden difundir alejándose de la superficie del refuerzo, haciendo que la corrosión continúe. A cierta distancia desde el electrodo (varilla), donde el pH y la concentración de oxígeno disuelto son mayores, el complejo se descompone, el hidróxido de hierro precipita, y el cloruro es nuevamente libre para emigrar de regreso al ánodo y reaccionar posteriormente con el acero. El proceso se hace autocatalítico y procede con el aumento de la profundidad de las picaduras originadas sobre la superficie del acero, más que una corrosión uniforme a lo largo de la barra.

Un segundo factor importante en la falla de estructuras de concreto reforzado como resultado de este proceso es el agrietamiento y astillamiento de la cubierta de concreto debido a la expansión de los productos de corrosión a medida que aumenta su estado de oxidación. Los volúmenes específicos de los posibles productos de corrosión se muestran en la figura 3.9.

En concretos muy húmedos o porosos los productos de corrosión a veces pueden difundir hacia la superficie externa del concreto antes de causar cualquier daño estructural y se manifiestan simplemente como manchas de herrumbre en la superficie.

Está bien establecido que, si hay cloruros presentes, la corrosión del refuerzo ocurrirá eventualmente, y por lo tanto, las preguntas de interés son simplemente “¿Cuándo empezará la corrosión?”, “¿Qué tan rápido será?”, “¿Qué se puede hacer para retardar la iniciación?” y “¿Qué se puede hacer para minimizar la velocidad de corrosión?”.

c.- Mecanismo de deterioro.

El proceso de deterioro de las estructuras de concreto debido a la corrosión por cloruros generalmente se puede dividir en cuatro fases⁽³¹⁾. El período de incubación, el período de desarrollo, el período de aceleración y el período de deterioro, con las siguientes características:

Período de incubación: Este es el proceso por el cual los iones de cloruro penetran la capa de concreto y se acumulan alrededor del acero de refuerzo. Su duración está determinada principalmente por la velocidad de difusión de los cloruros dentro del concreto. Por lo tanto, cuando el contenido de cloruros atribuibles a los materiales que conforman el concreto (cloruros contenidos en arenas provenientes de zonas marinas) es alto, este período es ausente.

Período de desarrollo: En este período, el acero de refuerzo empieza a ser corroído por los cloruros. Los productos de corrosión se acumulan y se generan grietas en la capa del concreto debido a la presión de expansión de dichos productos. Los factores dominantes son la cantidad de oxígeno disuelto, la humedad presente, y la resistividad eléctrica del concreto.

Período de aceleración: En este período, la velocidad de corrosión es acelerada por la generación de grietas a lo largo de la barra de acero (grietas longitudinales). La delaminación y descostramiento de la capa de concreto comienza. Los factores dominantes son casi los mismos que en el período de desarrollo, pero las acciones de las cargas también influyen en el proceso.

Período de deterioro: La corrosión del acero de refuerzo avanza y la reducción en el área de sección transversal y resistencia se hacen notables. Los factores dominantes son casi los mismos que en el período de aceleración:

Los factores principales que caracterizan estos períodos son la difusión del ión cloruro (Cl⁻) y oxígeno. El primero domina la generación de la corrosión, mientras que

el último, su velocidad. Estas son las consideraciones más importantes en los diseños de durabilidad y reparación.

d.- Velocidad de corrosión inducida por cloruros.

Existe frecuentemente poca correlación entre las velocidades de difusión y valores críticos de cloruros obtenidos en laboratorio y la incidencia de la corrosión en campo. Una estructura puede contener relativamente bajos contenidos de cloruros y estar corroyéndose muy rápidamente, mientras que otra puede tener cantidades significantes de Cl^- sin presentar signos de peligro. Esto puede ser debido a las condiciones variables del ambiente y las cargas mecánicas a que está sujeta la estructura⁽³¹⁾.

La velocidad de disolución del acero también depende de un número de factores interrelacionados, incluyendo la relación de áreas ánodo/cátodo, la resistividad eléctrica del concreto⁽³²⁾, el pH de la solución del poro de la pasta de cemento⁽²⁹⁾, la fuente de los cloruros, y las condiciones ambientales de temperatura y humedad relativa (la cual determina la disponibilidad de O_2 para la reacción catódica).

La velocidad de corrosión del acero en concreto es generalmente más baja que para el mismo acero en una solución de poro simulada, debido a las limitaciones impuestas por la resistividad y la difusión.

e.- Niveles de cloruro críticos para el inicio de la corrosión.

Para que los iones cloruro puedan romper la capa pasivante de la barra de refuerzo y comience el proceso de corrosión, requieren estar en una concentración llamada nivel iniciador de la corrosión, pero la idea de un valor universal aplicable a todas las estructuras no es realista debido a que éste es función de muchas variables incluyendo las siguientes:

- El proporcionamiento del concreto.
- El tipo de cemento (finura, contenido de yeso, contenido de C_3A , etc).
- La relación agua cemento (a/c).
- El contenido de sulfatos (SO_4^{2-}).

- Las condiciones de curado, edad e historia ambiental del concreto.
- El grado de carbonatación del concreto (CO_2).
- La temperatura y humedad relativa del ambiente, y,
- La rugosidad y limpieza de la barra de refuerzo.

Diferentes estándares internacionales consideran límites diferentes para los cloruros dependiendo de la experiencia dentro del país que genera dicho estándar, pero un valor muy común considerado es de 0.4% de Cl^- por peso de cemento seco. En los EE.UU, la FHA (Federal Highway Administration) ha declarado que una concentración de cloruros del 0.15% por peso de cemento puede ser tolerada pero que un 0.3% es considerado peligroso. También se es aceptado que el acero de refuerzo se despasivará y corroerá cuando la relación Cl^-/OH^- en el concreto sea mayor a 0.6⁽²⁰⁾. Sin embargo, como se mencionó anteriormente, cuando los cloruros difunden hacia el concreto algunos de ellos reaccionan con las fases aluminatos del cemento y se unen químicamente y otros quedan físicamente atrapados dentro de los poros. Sólo los cloruros libres estarán en condiciones de atacar la capa pasiva en el acero, y por lo tanto, el uso del contenido total de cloruros como una medida del valor umbral para la corrosión puede ser engañoso, sin embargo, algunos investigadores⁽²⁾ consideran que los cloruros ligados representan un riesgo potencial de corrosión y recomiendan tomar en cuenta el riesgo de corrosión en términos de cloruros totales.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

3.3.6 Corrosión generalizada: Carbonatación.

Es un hecho conocido que la elevada basicidad del concreto garantiza la pasividad de los refuerzos embebidos en él y con ello, la larga vida en servicio de las estructuras de concreto armado. No obstante, en la práctica pueden darse condiciones tales que provoquen el paso del refuerzo del estado pasivo al estado activo. Dejando aparte la presencia de cloruros u otros iones despasivantes en el concreto, la carbonatación de éste es la causa más frecuente de la pérdida de la pasividad⁽²⁾.

El proceso de carbonatación consiste en la reacción de los constituyentes ácidos del medio ambiente (CO_2) con la fase líquida intersticial saturada en hidróxido cálcico del concreto y con los compuestos hidratados del cemento en equilibrio con dicha fase líquida. En la atmósfera la concentración típica de CO_2 es de 0.03%; debido a sus características ácidas, el CO_2 reacciona con el concreto húmedo, gracias a la naturaleza alcalina de este último.

La reacción básica del proceso de carbonatación en la pasta de cemento es:



neutralizando efectivamente a la solución del poro.

A medida que el Ca(OH)_2 disminuye en el sistema, el equilibrio se ve afectado y el silicato de calcio hidratado (CSH) libera CaO el cual se hidrata y está de nuevo disponible para reaccionar con más CO_2 . Si este proceso continua indefinidamente, la integridad estructural del concreto será destruida.

La carbonatación se detecta como una reducción del pH de la solución del poro en las regiones superficiales del concreto y aparece como un "frente de carbonatación", paralelo a la superficie, separando dos zonas, una hacia la superficie, donde el Ca(OH)_2 ha reaccionado completamente con un pH menor de 8 y otra hacia el interior del concreto con pH mayor de 12. La velocidad de carbonatación de un concreto en particular es una función de la humedad relativa (HR); la penetración de CO_2 hacia el concreto es más elevada a bajas HR, pero la reacción con el Ca(OH)_2 se lleva a cabo en solución y es, por lo tanto, mucho más elevada en concreto saturado. El resultado de estos dos factores es que la carbonatación es más rápida en el intervalo de HR de 50 a 70%. Los factores que disminuyen la porosidad del concreto, tal como la reducción de la relación agua/cemento (a/c), tiende a reducir la velocidad de carbonatación⁽²⁵⁾.

El frente de carbonatación penetra el concreto a una velocidad que va en disminución debido a tres factores: Primero, el gas tiene que penetrar hacia el concreto y desde éste hacia el interior, y segundo, el concreto continua su hidratación y se hace más

impermeable a medida que éste envejece. Finalmente, la carbonatación misma disminuye la permeabilidad por la precipitación del carbonato de calcio (CaCO_3) en los poros existentes y porque la reacción libera agua, la cual podría aumentar el grado de hidratación del concreto.

La carbonatación incrementa la resistencia del concreto, y, por lo tanto, para concreto sin refuerzo, puede ser de hecho beneficioso. Para concreto reforzado, la carbonatación puede ser un problema serio porque, cuando el frente de carbonatación alcanza el refuerzo, la capa pasiva ya no es estable y la corrosión activa inicia. A diferencia de la corrosión inducida por cloruros, el proceso de corrosión por carbonatación es generalizada y homogénea y los productos de corrosión tienden a ser más solubles en concreto carbonatado neutro y pueden difundir hacia la superficie, apareciendo como manchas de herrumbre en el concreto. Las velocidades de corrosión son menores que aquellas causadas por los cloruros, pero a través de largos períodos, la sección transversal del refuerzo puede reducirse significativamente.

El ambiente más agresivo para el desarrollo de la corrosión inducida por carbonatación son los ciclos alternativos de saturación y secado. Es por eso que los climas cálidos son un factor importantísimo en la durabilidad del concreto donde éste es fácilmente secado y periódicamente sujeto a saturación por tormentas de lluvia. El ataque por cloruros y la carbonatación pueden actuar sinérgicamente y son responsables de la mayoría de los problemas en áreas costeras con climas cálidos.

3.3.7 Influencia de la grietas en el deterioro del concreto reforzado.

Evidentemente, la carbonatación puede penetrar mucho más rápido hacia el interior del concreto por medio de grietas, que a través de un concreto carente de ellas. Refiriéndonos al proceso de carbonatación puro, las mismas interrelaciones básicas dadas para el concreto sin grietas son válidas para la carbonatación en la región agrietada.

Además del proceso de carbonatación, la difusión del CO_2 dentro de la grieta se tiene que tomar en cuenta. Una representación esquemática del proceso se da en la figura 3.12.

La difusión del CO_2 a través de las grietas hacia el interior del concreto depende de los siguientes parámetros:

- Ancho de las grietas. (a)
- Permeabilidad en el espacio de la grieta. (b)

La permeabilidad en el espacio de la grieta depende principalmente de los depósitos (productos de corrosión). El tipo y cantidad de los depósitos pueden ser influenciados decisivamente por la difusión de álcalis. Proceso (4) en la figura 3.12. (c)

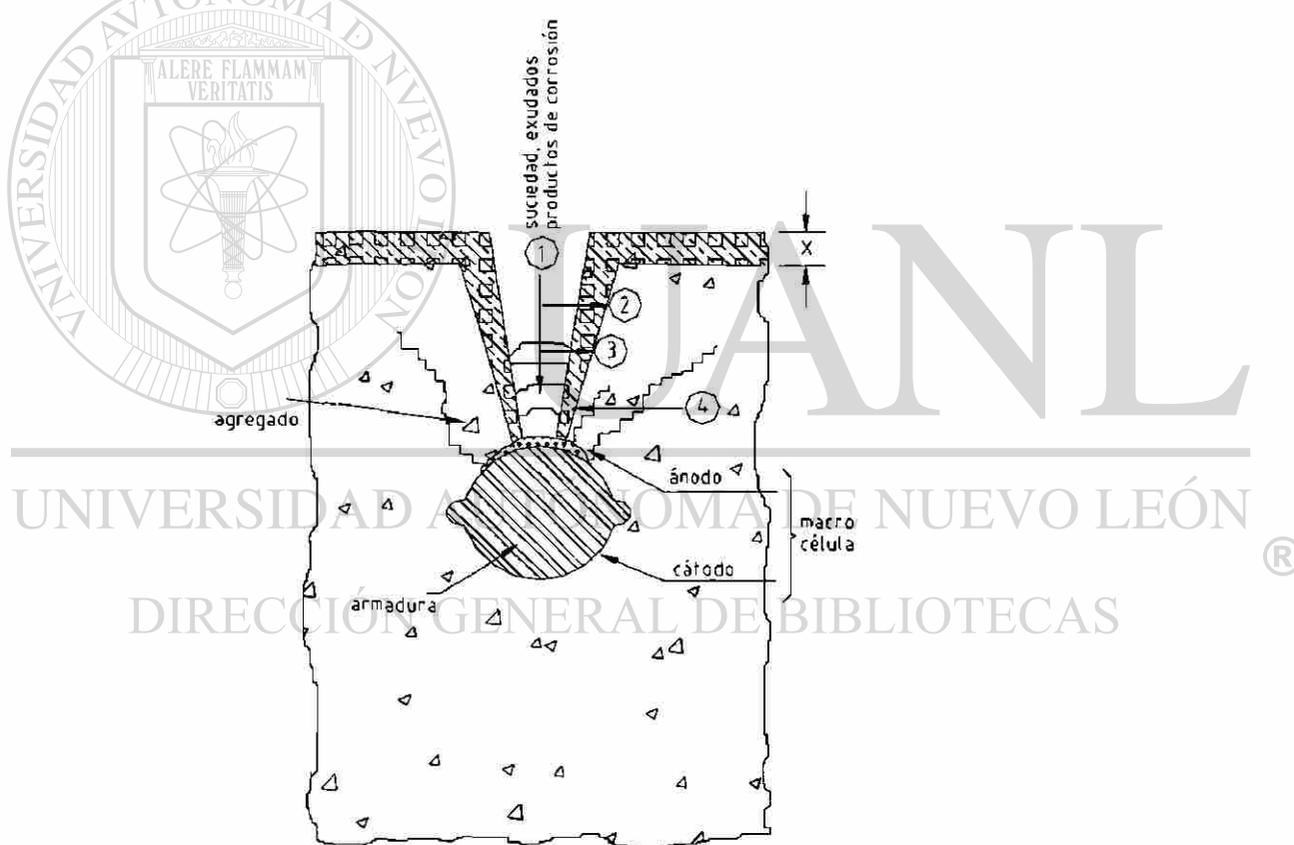


Fig 3.12. Representación esquemática de la carbonatación en una región con grietas:
 1).- difusión del CO_2 dentro de la grieta; 2).- difusión del CO_2 a través del concreto; 3).- reacción química; y 4).- difusión de álcalis hacia la grieta. X = Espesor de la capa carbonatada.
 Según J. A. Gozález⁽³³⁾.

a).- Ancho de las grietas.

El ancho de las grietas se puede controlar con un refuerzo adecuado. La cantidad de CO₂ difundiendo a través de la grieta aumenta a medida que aumenta el ancho de la misma. Consecuentemente, la velocidad de carbonatación dentro de la grieta se incrementa también. El comité de la ACI 224, Cracking, recomienda un ancho de grieta de 0.15 mm como límite máximo en la cara a tensión de una estructura de concreto reforzado sujeta a ciclos de saturación y secado o rociado de agua de mar⁽²⁰⁾.

b).- Permeabilidad en el espacio de la grieta.

La permeabilidad en el espacio de la grieta es predominantemente influenciada por el tipo y cantidad de depósitos en dicho espacio. Los depósitos se pueden originar por el ambiente (suciedad) así como desde el interior del concreto mismo. En este último caso, los depósitos pueden ser el resultado de los álcalis carbonatados que han difundido hacia la superficie de la grieta o de la herrumbre generada por la corrosión del refuerzo.

c).- Difusión de los álcalis.

La difusión de los álcalis depende principalmente de las condiciones ambientales.

En la región de las grietas, el proceso de difusión de los álcalis influenciará la carbonatación del concreto a un grado considerablemente más alto que en el caso de un concreto sin grietas.

La disminución de la permeabilidad causada por los depósitos así como también el proceso de difusión de los álcalis hacia la superficie de la grieta pueden resultar en una repasivación en áreas de concreto donde los valores de pH han sido disminuidos por la carbonatación.

3.3.8 Reacciones álcali-agregado.

La reacción álcali-agregado es otra causa del deterioro del concreto ya sea con refuerzo o sin él. Esta reacción ocurre entre los álcalis en el concreto y ciertos agregados reactivos, particularmente aquellos que contienen sílica amorfa o hidratada.

El término álcali-agregado generalmente se refiere a los álcalis de sodio y potasio, Na_2O y K_2O respectivamente, y ambos están presentes en el cemento Portland. Por lo tanto, el cemento Portland, por mucho, es la fuente más importante de los álcalis en el concreto, pero éstos también pueden provenir de otros constituyentes tales como el agua de la mezcla, o de los agregados.

El agrietamiento, y el deterioro resultante de la reacción álcali-agregado en el concreto es resultado directo de la interacción química entre el Na_2O y K_2O con los componentes reactivos de los agregados, éstos forman hidróxidos y elevan el pH de 12.5, nivel del $\text{Ca}(\text{OH})_2$. Hasta cerca de 13.5. En tal solución altamente alcalina, la sílica reacciona para formar un gel de silicato el cual es higroscópico, absorbiendo humedad, causando que éste aumente de volumen y como consecuencia aplicando presión a la pasta que lo rodea. Si el concreto está muy saturado, el gel puede ser relativamente fluido y exudar desde la superficie de concreto, apareciendo como gotas gelatinosas pero sin causar algún daño estructural. Por otra parte, la presión debida a la expansión del gel causará agrietamiento en el concreto a veces tan severas que el miembro de concreto reforzado pierde su integridad estructural⁽³⁾.

Existen tres formas conocidas de reacciones álcali-agregado:

1. Reactividad álcali-carbonatos.
2. Reactividad álcali-silicato.
3. Reactividad álcali-sílica

De todos los tres tipos de reactividad, la reacción álcali-sílica (RAS) es la más ampliamente conocida y estudiada.

La reactividad de los diferentes minerales de sílica depende de la cantidad de ordenamiento de la estructura cristalina. El ópalo tiene una estructura muy desordenada y es, por lo tanto, la forma de sílica más reactiva.

Desde que la sílica reactiva, álcalis y el agua son necesarios para que ocurra el daño por RAS, estos tres requerimientos se pueden traducir en términos prácticos a los siguientes factores que influyen la reacción:

- 1.- La naturaleza, tamaño y cantidad de partículas sílicas reactivas.
- 2.- El contenido de álcalis en el cemento, y el contenido de cemento en el concreto.
- 3.- La cantidad de álcalis que pueden ser lixiviadas desde los agregados.
- 4.- Fuentes externas de álcalis.
- 5.- Condiciones ambientales, por ejemplo, humedad relativa y temperatura.

Como todos los efectos perjudiciales en el concreto, la calidad de éste y particularmente su porosidad tiene una influencia considerable tanto en la reacción álcali-agregado como del modo y grado del daño resultante. Las proporciones de la mezcla y la relación agua/cemento (a/c) son, así, factores importantes que tienen influencia directa en las reacciones álcali-sílica.

3.3.9 Daños por congelamiento y deshielo.

Existen dos teorías básicas para la explicación del daño por congelamiento y deshielo, nombradas como teorías de la presión hidráulica y de la presión osmótica, que permiten justificar de manera razonada la protección que ejercen contra los efectos de la congelación, las burbujas de aire que se incluyen intencionalmente en el concreto al mezclarlo, mediante el uso de aditivos apropiados.

El agua al congelarse aumenta aproximadamente el 9% de volumen; debido a ello, en los primeros estudios de este fenómeno como causa del daño al concreto se consideró simplemente que el deterioro se debía a la presión interna desarrollada en el interior de los poros saturados de agua, al convertirse ésta en hielo. Posteriormente, en

1945⁽³⁴⁾ se expuso la teoría de la presión hidráulica, según la cual el aumento de volumen que se produce al comenzar la congelación del agua interna del concreto, impulsa el agua no congelada a través de la estructura porosa de la pasta de cemento hidratada, cuyo flujo restringido por la baja permeabilidad de la pasta origina una presión hidráulica capaz de superar la resistencia a tensión de dicha pasta y provocarle agrietamiento.

Debido a los efectos de tensión superficial, el congelamiento comienza en los poros más grandes y procede hacia los más pequeños, y, a medida que la solución se congela, la solución líquida remanente será excluida del poro hacia cualquier espacio libre disponible. Si la presión hidráulica generada por estos procesos es mayor que la resistencia tensil de la pasta de cemento, la pasta se agrietará.

Además, el congelamiento (del agua pura) causa que la concentración del soluto del líquido remanente se incremente, resultando en la difusión de la humedad a esa región por presión osmótica. Similarmente, el uso de sales de deshielo resulta en una alta concentración de sal en las capas superficiales, las cuales pueden atraer la humedad de las subcapas del concreto hacia áreas que son más susceptibles a la congelación. Esto resulta en el fenómeno llamado incrustación salina (salt scaling)⁽³⁴⁾.

Los factores que determinan la resistencia al congelamiento además de la resistencia de la pasta de cemento, son la porosidad y el grado de saturación del concreto. Para combatir el daño por congelamiento y deshielo, se incluyen burbujas de aire para proveer espacio para que el exceso de líquido pueda difundir.

Es pertinente hacer notar que el mecanismo de protección que suministran las burbujas del aire incluido sólo opera en la pasta de cemento, y como los agregados también son susceptibles de deteriorarse por efecto de la congelación, hay ocasiones en que el daño al concreto se produce por la vía de los agregados, aunque la pasta se encuentre debidamente protegida con aire incluido.

El volumen total de aire incluido es típicamente de 5 a 8% del volumen del concreto, pero el tamaño y la distribución de las burbujas de aire son más importantes que el volumen total de aire. La experiencia ha mostrado que, para la resistencia al congelamiento, la distancia desde cualquier parte de la pasta de cemento a la burbuja más cercana (definido como factor de espaciamiento) no debe exceder los 200 μm y que el tamaño óptimo es del orden de 5 a 200 μm ⁽¹⁾.

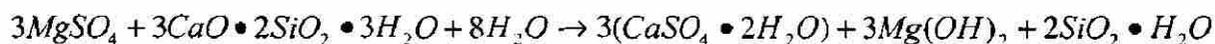
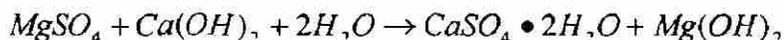
3.3.10 Ataque por sulfatos.

Los sulfatos están presentes en la mayoría de los suelos como yeso ($\text{CaSO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$), el cual tiene una solubilidad limitada y, por lo tanto, generalmente no es un problema. Los suelos que contienen magnesio, álcalis o sulfato de amonio, o ácido sulfúrico proveniente de materiales de desperdicio y desintegración de materia orgánica pueden causar deterioro en el concreto. Una reacción expansiva se lleva a cabo entre los sulfatos (SO_4^{2-}) y las fases de aluminato de calcio (C_3A y C_4AF), causando agrietamiento y permitiendo el ingreso posterior de agua contaminada con sulfatos, la cual entonces, acelera la reacción y por consiguiente, el deterioro⁽⁵⁾.

Una segunda reacción es un intercambio iónico entre los iones sulfato e hidróxido:



la producción de NaOH incrementa el pH del sistema y mantiene la estabilidad de la matriz CSH. Por otra parte, si el catión del sulfato es magnesio, el deterioro continua porque el $\text{Mg}(\text{OH})_2$ tiene una solubilidad limitada, resultando en una reducción del pH y posteriores reacciones de los sulfatos con el CSH:



...(3.14)

Esta última reacción puede causar una destrucción completa de la pasta de cemento y desmoronamiento del concreto⁽¹⁾.

CAPÍTULO 4

Aceros Estructurales

4.1. Introducción

La funcionalidad de los aceros depende de las propiedades asociadas con su microestructura, esto es, en la distribución, fracciones volumétricas, tamaños y morfologías de las distintas fases que constituyen una sección macroscópica del acero con una composición química dada así como las condiciones de procesamiento aplicado. Debido a que todas las fases en los aceros son cristalinas, las microestructuras de los aceros están formadas por varios cristales, a veces tantos como tres o cuatro diferentes tipos, los cuales son físicamente combinados por solidificación, cambios de fase en estado sólido, deformación en caliente, deformación en frío y tratamiento térmico. Cada tipo de microestructura se desarrolla a través de diferentes rutas de procesamiento que controlan los cambios microestructurales, tales como nuevas técnicas de colada, microaleantes (V, Nb, Ti) y procesos termomecánicos (controlled rolling)⁽³⁵⁾

Por lo tanto, estas nuevas tecnologías de procesamiento permiten el control y la obtención de la microestructura óptima para las condiciones a que el acero será sometido. Así, por ejemplo, la formabilidad de la lámina de acero depende de la microestructura completamente ferrítica del acero de bajo carbono laminado en frío y revenido, mientras que una alta resistencia tanto a tensión como al desgaste se ven mejoradas por el desarrollo cuidadoso de una microestructura de carburos muy finos en los granos de austenita de los aceros endurecidos de alto carbono.

4.2. Aceros al Carbono

La AISI (American Iron and Steel Institute) define al acero al carbono de la siguiente manera:

Se considera acero al carbono cuando no se especifica o se requiere un contenido mínimo de Cr, Co, Nb, Mo, Ni, Ti, W, V, Zr o cualquier otro elemento que sea agregado para obtener un efecto deseado; cuando la cantidad mínima especificada de cobre no excede de 0.40%; o cuando el contenido máximo de los siguientes elementos no excede los siguientes porcentajes: Mn 1.65, Si 0.60, Cu 0.60.

Los aceros al carbono es su mayoría son designados por la AISI-SAE con códigos de cuatro dígitos. Los primeros dos dígitos son 10 e indican que el acero es un acero al carbono. Los últimos dos dígitos indican el contenido nominal de carbono del acero en centésimas del porcentaje. Por ejemplo, el número de código AISI-SAE 1030 para un acero indica que éste es un acero al carbono que contiene 0.30% nominal de carbono. Todos los aceros al carbono contienen manganeso como elemento aleante para mejorar la resistencia.

En la tabla 4.1 se listan las propiedades mecánicas típicas de algunos aceros al carbono AISI-SAE.

Generalmente hablando, los aceros al carbono contienen hasta un total de 2% de elementos aleantes y se pueden subdividir en aceros de bajo carbono, de medio carbono, de alto carbono y de ultra alto carbono.

• Aceros de bajo carbono.

Contienen hasta 0.30% de carbono. La categoría más grande de esta clase de acero es la de los productos planos (hoja o cinta) usualmente en condición de laminado en frío y recocido. El contenido de carbono para estos aceros de alta formabilidad es muy bajo, menos de 0.10% de carbono con contenidos de Mn hasta 0.40%. Estos aceros son muy usados para la fabricación de lámina para la industria automotriz y alambres.

- **Aceros de medio carbono.**

Son similares a los de bajo carbono excepto que el carbono varía de 0.30 a 0.60% y el Mn de 0.60 a 1.65%. El incremento del contenido de carbono a 0.5% aproximadamente con un respectivo incremento en Mn permite que los aceros de medio carbono sean usados en condiciones de templado y revenido. Los usos de los aceros de medio carbono-manganeso incluyen árboles, coples, cigüeñales, ejes, engranes. Los aceros en el intervalo de 0.40 a 0.60% de carbono también se usan para rieles y ruedas de ferrocarril.

- **Aceros de alto carbono.**

Contiene de 0.60 a 1.00% de carbono con contenido de Mn que varían de 0.30 a 0.90%. Los aceros de alto carbono se usan como materiales para resortes y alambres de alta resistencia.

- **Aceros de ultra-alto carbono.**

Son aleaciones experimentales que contienen aproximadamente de 1.25 a 2.0% de carbono. Estos aceros son procesados termomecánicamente para producir microestructuras que consisten de granos de ferrita equiaxial ultrafinos y una distribución uniforme de partículas de carburo proeutectoide finas, esféricas y discontinuas. Tal microestructura en esos aceros ha llevado al comportamiento superplástico de los mismos.

Código de Aleación AISI-SAE	Composición química, % en peso.	Condición	Resistencia tensil		Esfuerzo de cedencia		Elongación, %	Aplicaciones típicas
			ksi	MPa	ksi	MPa		
1010	0.10 C, 0.40 Mn	Laminado en caliente	40-60	276-414	26-45	179-310	28-47	Lámina y cinta para estirado; alambre, clavos y tornillos; barras de refuerzo para concreto. Placas y secciones estructurales; ejes y engranes.
		Laminado en frío	42-58	290-400	23-38	159-262	30-45	
1020	0.20 C, 0.45 Mn	Laminado	65	448	48	331	36	Placas y secciones estructurales; ejes y engranes.
		Recocido	57	393	43	297	36	
1040	0.40 C, 0.45 Mn	Laminado	90	621	60	414	25	Ejes, pernos, husillos, tubería de alta resistencia, engranes.
		Recocido	75	517	51	325	30	
		Revenido*	116	800	86	593	20	
1060	0.60 C, 0.65 Mn	Laminado	118	814	70	483	17	Alambre para resortes, dados para forja, ruedas y rieles para ferrocarril.
		Recocido	91	628	54	483	22	
		Revenido*	160	1110	113	780	13	
1080	0.80 C, 0.80 Mn	Laminado	140	967	85	586	12	Resortes elíctoidales, cindeles, dados para forja.
		Recocido	89	614	54	483	25	
		Revenido*	189	1304	142	980	12	
1095	0.95 C, 0.40 Mn	Laminado	140	966	83	573	9	Dados, punzones, machuelos, fresas, alambre de alta resistencia y cuchillas para corte.
		Recocido	95	655	55	379	13	
		Revenido*	183	1263	118	814	10	

* Templado y revenido a 315°C (600°F)

Tabla 4.1. propiedades mecánicas típicas y aplicaciones de los aceros al carbón.

Los aceros al carbono encuentran aplicaciones exitosas si la resistencia y otros requerimientos mecánicos no son muy severos. Estos aceros son realmente bajos en costo pero tiene ciertas limitaciones las cuales incluyen lo siguiente:

1. Los aceros al carbono no pueden ser reforzados más allá de las 690 Mpa (100,000 psi) de resistencia sin la pérdida substancial de ductilidad y resistencia al impacto.
2. Los aceros al carbono carecen de una templabilidad profunda.
3. Los aceros al carbono tiene baja resistencia a la corrosión y oxidación.
4. Para obtener una estructura completamente martensítica en los aceros de medio carbono, se necesita velocidad de enfriamiento altas trayendo como consecuencia la posible distorsión o agrietamiento de la pieza tratada térmicamente.
5. Los aceros al carbono tiene una pobre resistencia al impacto a bajas temperaturas.

Para superar tales deficiencias de los aceros al carbono, se han desarrollado aceros aleados los cuales contienen elementos aleantes para mejorar sus propiedades. Los aceros aleados en general son más caros que los aceros al carbono, pero para muchas aplicaciones, son los únicos materiales que se pueden usar para satisfacer los requerimientos impuestos por las condiciones a las cuales estos aceros estarán sujetos. Por ejemplo, los aceros al carbono no son aptos para ser aplicados en la industria alimenticia ya sea como contenedores, sistema de tubería, etc. Aquí los aceros óptimos para satisfacer las condiciones específicas para este tipo de industria son los aceros inoxidables austeníticos (serie 300)⁽³⁵⁾.

Los principales elementos de aleación son el Mn, Ni, Cr, Mo, y W. Existen otros como el V, Co, B, Cu, Al, Pb, Ti y Nb.

4.3. Aceros HSLA.

Por sus siglas en inglés (high-strength low-alloy) alta resistencia baja aleación, son un grupo de aceros de bajo carbono con pequeñas cantidades de elementos aleantes para alcanzar resistencias mínimas a la cedencia de 275Mpa (40 kpsi) en condición de laminado o normalizado. Estos aceros tienen mejores propiedades mecánicas y en algunos casos mejor resistencia a la corrosión que los aceros al carbono. Además, debido a que se pueden

obtener mayores resistencias para los aceros HSLA con menor contenido de carbono, la soldabilidad de muchos aceros HSLA es comparable o mejor que la de los aceros ordinarios al carbono⁽³⁶⁾.

Los aceros HSLA tienen bajo contenido de carbono (0.05 a 0.25%) con objeto de obtener productos con adecuada formabilidad y soldabilidad y también tienen hasta 2.0% de contenido de manganeso. Pequeñas cantidades de Cr, Ni, Mo, Cu, Ni, V, Nb, Ti y Zr se emplean en varias combinaciones.

Las principales aplicaciones de los aceros HSLA incluyen oleoductos y gasoductos, barcos, estructuras marinas (plataformas, etc) automóviles y contenedores de presión.

Los aceros HSLA se pueden dividir en seis categorías:

Aceros resistentes a la intemperie (corrosión atmosférica).

Contiene pequeñas cantidades de elementos aleantes tales como el Cu y el P para mejorar la resistencia a la corrosión atmosférica y el endurecimiento por solución sólida.

• **Aceros microaleados ferrita-perlita.**

Contiene muy pequeñas adiciones (generalmente menos de 0.10%) de elementos con fuerte tendencia a la formación de carburos o carbonitruros tales como el niobio, vanadio o titanio para el endurecimiento por precipitación, refinamiento de grano y posiblemente control de la temperatura de transformación.

• **Aceros perlíticos en condición de laminado.**

En esta categoría se pueden incluir aceros al carbono-manganeso que también pueden tener pequeñas adiciones de otros elementos aleantes para mejorar la resistencia, tenacidad, formabilidad y soldabilidad. Estos aceros difieren de los aceros ordinarios al carbono en su mayor contenido de manganeso.

- **Aceros de ferrita acicular.**

Son aceros con bajo contenido de carbono (<0.08%) con una excelente combinación de alta resistencia a la cedencia, soldabilidad, formabilidad y buena tenacidad.

La principal diferencia entre la estructura de ferrita acicular (que también es referida como bainita de bajo carbono) y la ferrita poligonal, es que la primera se caracteriza por una alta densidad de dislocaciones y granos finos y alargados que no son propios de la ferrita poligonal⁽³⁵⁾.

Los aceros de ferrita acicular se pueden obtener por temple o, preferentemente, por enfriamiento al aire con aleantes apropiados para aumentar la templabilidad del acero.

- **Aceros doble fase.**

Tiene una microestructura con un 80 a 90% de ferrita poligonal y 10 a 20% de islas de martensita dispersas en toda la matriz de ferrita.

A pesar de que en condiciones de laminación presentan baja resistencia a la cedencia, su alta tasa de endurecimiento provee una alta resistencia del componente terminado.

Los aceros duales se pueden producir a partir de acero de bajo carbono en tres maneras:

- Austenización intercítica de aceros carbono-manganeso seguido de enfriamiento rápido.
- Laminado en caliente con elementos estabilizadores de ferrita tales como el Si y elementos retardadores de la transformación como el Cr, Mn o Mo.
- Recocido continuo de acero carbono-manganeso laminado en frío seguido de temple y revenido.

- **Aceros con forma de inclusión controlada (Inclusión shape controlled steels)**

Un desarrollo importante en los aceros HSLA microaleados es el uso del control de la forma de sus inclusiones. Los sulfuros, los cuales son plásticos a las temperaturas de laminado, afectan adversamente la ductilidad en la dirección transversal. El objetivo principal del control de la forma de la inclusión es el de producir sulfuros con plasticidad negligible aún a las más altas temperaturas de trabajo.

El método preferido para el control de las inclusiones involucra adiciones de Ca, Zr o Ti o algunas tierras raras para que la forma del sulfuro cambie de agujas alargadas a pequeños glóbulos dispersos y casi esféricos.

- **Aceros resistentes al agrietamiento inducido por hidrógeno (Hydrogen-induced cracking resistant steel).**

Con bajo contenido de C, bajo S, formas de inclusión controladas y segregación limitada de Mn, más contenidos de Cu mayores a 0.26%.

4.4 Aceros de baja aleación.

Los aceros de baja aleación constituyen una categoría de materiales ferrosos que exhiben propiedades mecánicas superiores que los aceros al carbono como resultado de adiciones de elementos aleantes tales como el Ni, Cr y Mo. Estos aceros contienen un total de elementos aleantes incluyendo al carbono, de aproximadamente 8.0%, para la mayoría de los aceros de baja aleación, la función principal de los elementos aleantes es incrementar la templabilidad del acero con el fin de optimizar las propiedades mecánicas y la tenacidad después del tratamiento térmico. En algunos casos, sin embargo, se adicionan elementos aleantes para reducir la degradación ambiental del acero bajo ciertas condiciones específicas.

Como con los aceros en general, los aceros de baja aleación se pueden clasificar de acuerdo a la composición química, tal como aceros al Ni, aceros al Ni-Cr, aceros al Ni, cromo, Mo y así sucesivamente. Ver tabla 4.2.

4.5. Factores metalúrgicos.

Como se hizo notar al principio de este capítulo, las propiedades del acero están íntimamente relacionadas con la microestructura⁽³⁷⁾ y éstas son influenciadas por:

- Composición química: la cual controla las fases presentes, su proporción y morfología.
- Tratamiento térmico: el cual también afecta la proporción, tamaño y distribución de las fases, junto con el tamaño de grano, composición de las fases, estructura de las dislocaciones y defectos.

Tabla 4.2. Sistema de designación SAE-AISI para aceros de baja aleación.

Código	Tipo de acero y contenido nominal de aleación, %	Código	Tipo de acero y contenido nominal de aleación, %
Aceros al carbono		Aceros al níquel-molibdeno	
10xx(a)	Carbono simple (Mn 1.00 max)	46xx	Ni 0.85 y 1.82; Mo 0.20 y 0.25
11xx	Resulfurizado	48xx	Ni 3.50; Mo 0.25
12xx	Resulfurizado y refosforizado	Aceros al cromo	
15xx	Carbono simple (Mn entre: 1.00-1.65)	50xx	Cr 0.50
Aceros al manganeso		51xx	Cr 1.02
13xx	Mn 1.75	52xx	Cr 1.45
Aceros al Níquel		Aceros cromo-vanadio	
23xx	Ni 3.50	61xx	Cr 0.60, 0.80, y 0.95; V 0.10 y 0.15 min
25xx	Ni 5.00	Aceros al tungsteno-cromo	
Aceros al níquel-cromo		72xx	W 1.75; Cr 0.75
31xx	Ni 1.25; Cr 0.65 y 0.80	Aceros al silicio-manganeso	
32xx	Ni 1.75; Cr 1.07	92xx	Si 1.40 y 2.00; Mn 0.65, 0.82 y 0.85; Cr 0 y 0.65
33xx	Ni 3.50; Cr 1.50 y 1.57	Aceos de alta resistencia y baja aleación	
34xx	Ni 3.00; Cr 0.77	9xx	Varios grados SAE
Aceros al molibdeno		Aceros al oro	
40xx	Mo 0.20 y 0.25	xxBxx	B denota el acero al Boro
44xx	Mo 0.40 y 0.52	Aceros con plomo	
Aceros al cromo-molibdeno		xxLxx	L denota el acero con Plomo
41xx	Cr 0.50, 0.80, y 0.95; Mo 0.12, 0.20, 0.25, y 0.30		
Aceros al cromo-níquel-molibdeno			
43xx	Ni 1.82; Cr 0.50 y 0.80; Mo 0.25		
43BVxx	Ni 1.82; Cr 0.50; Mo 0.12 y 0.25; V 0.03 min		
47xx	Ni 1.05; Cr 0.40; Mo 0.20 y 0.35		
81xx	Ni 0.30; Cr 0.40; Mo 0.12		
86xx	Ni 0.55; Cr 0.50; Mo 0.20		
87xx	Ni 0.55; Cr 0.50; Mo 0.25		
88xx	Ni 0.55; Cr 0.50; Mo 0.35		
93xx	Ni 3.25; Cr 1.20; Mo 0.12		
94xx	Ni 0.45; Cr 0.40; Mo 0.12		
97xx	Ni 0.55; Cr 0.20; Mo 0.20		
98xx	Ni 1.00; Cr 0.80; Mo 0.25		

(a) Las xx en los últimos dos dígitos de estas designaciones indican que el contenido de carbono (en centésimas de porcentaje) será insertado.

- Deformación en frío y en caliente: lo cual afecta muchas de las características, si no es que todas las mencionadas previamente, así como a la textura cristalográfica desarrollada por las fases de la estructura.

Es evidente entonces, que el control de las transformaciones microestructurales durante el procesamiento del acero, proporciona la microestructura óptima y por consiguiente las propiedades para satisfacer los requerimientos dictados por las condiciones bajo las cuales el acero estará sometido.

4.5.1 Diagrama Fe-Fe₃C.

Para poder entender las principales transformaciones microestructurales en los aceros a continuación se presenta una parte del diagrama Fe-Fe₃C, figura 4.1.

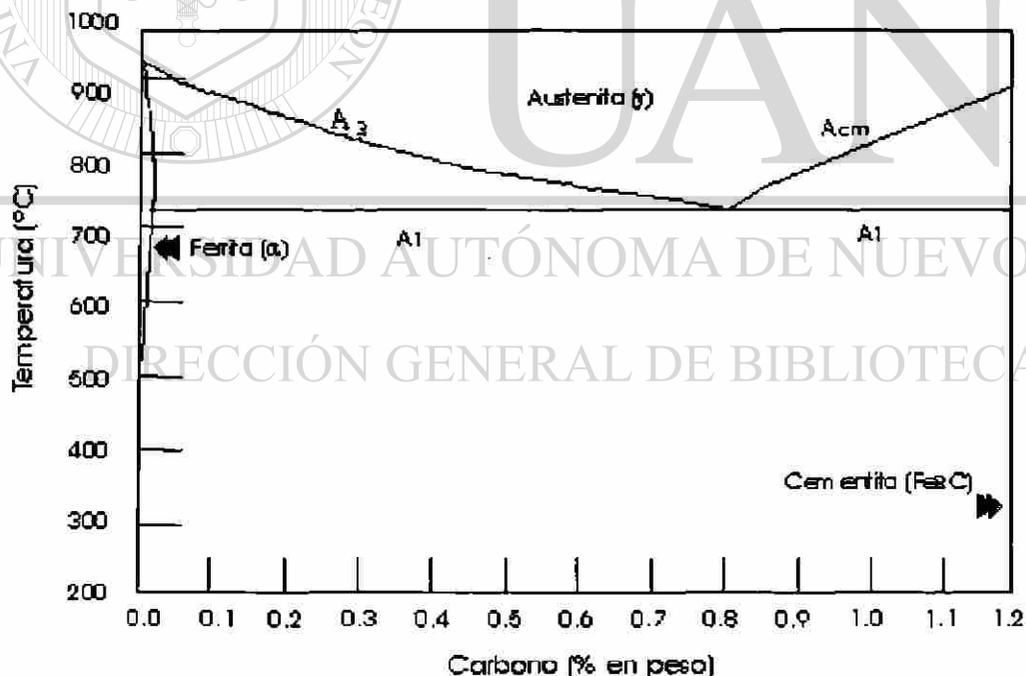


Figura 4.1. Parte del diagrama Fe-Fe₃C donde se muestran las principales líneas que marcan el límite de las transformaciones microestructurales en aceros que contienen sólo carbono.

La línea identificada como A1 es la que indica el comienzo de la transformación de la cementita (Fe_3C) y ferrita a austenita cuando se trata de calentamiento en condiciones de equilibrio. Esta temperatura es, por lo regular, de 727°C siempre que el contenido de carbono sea mayor a 0.022%, y el acero no contenga ningún otro elemento de aleación. La línea A3 indica el final de la transformación de cementita y ferrita a austenita y, como se puede ver, la temperatura del final de la transformación depende del contenido de carbono. Esta línea se aplica para aceros con contenido de carburo de hasta 0.77%, puesto que a esta composición ocurre una transformación eutécticoide donde se forma la estructura denominada perlita. La línea Acm identifica el final de la transformación de ferrita y cementita a austenita cuando el contenido de carbono es mayor a 0.77%

Esta es la parte más importante del diagrama Fe- Fe_3C donde se llevan a cabo todos los procesos industriales de tratamiento térmico aplicados en los aceros.

4.5.2 Mecanismos de endurecimiento en el acero.

Aparte de la resistencia inherente del acero, es esencial apreciar los mecanismos de endurecimiento que son operativos en él, los factores que los controlan y su efecto en propiedades tales como la tenacidad y ductilidad. Los principales mecanismos de endurecimiento que se consideran son:

- a) Solución sólida.
- b) Tamaño de grano.
- c) Partículas de segunda fase.
- d) Dislocaciones.
- e) Transformaciones.

4.5.2.1 Endurecimiento por solución sólida.

La introducción de átomos de soluto hacia la red de átomos de solvente invariablemente produce una aleación que es mucho más resistente que el metal puro. Existen dos tipos de solución sólida. Si los átomos de soluto y solvente son algo similares en tamaño, los átomos de soluto ocuparán lugares en la red cristalina del solvente. Esta es una solución sólida sustitucional. Si los átomos del soluto son mucho más pequeños que los átomos del solvente, éstos ocuparán posiciones intersticiales en la red cristalina del solvente, el C, N, O, H y B son los elementos que comúnmente forman soluciones sólidas intersticiales⁽³⁸⁾

En la figura 4.2 se muestra el incremento en la resistencia debido a los solutos intersticiales mostrando un efecto endurecedor que es de 10 a 100 veces mayor que el de los sustitucionales⁽⁴¹⁾.

Los trabajos realizados por Pickering y Gladman⁽³⁹⁾ proveen los coeficientes de endurecimiento, como se muestra en la tabla 4.3, para aceros ferríticos-perlíticos con contenidos de carbono y manganeso de 0.25 y 1.5% respectivamente

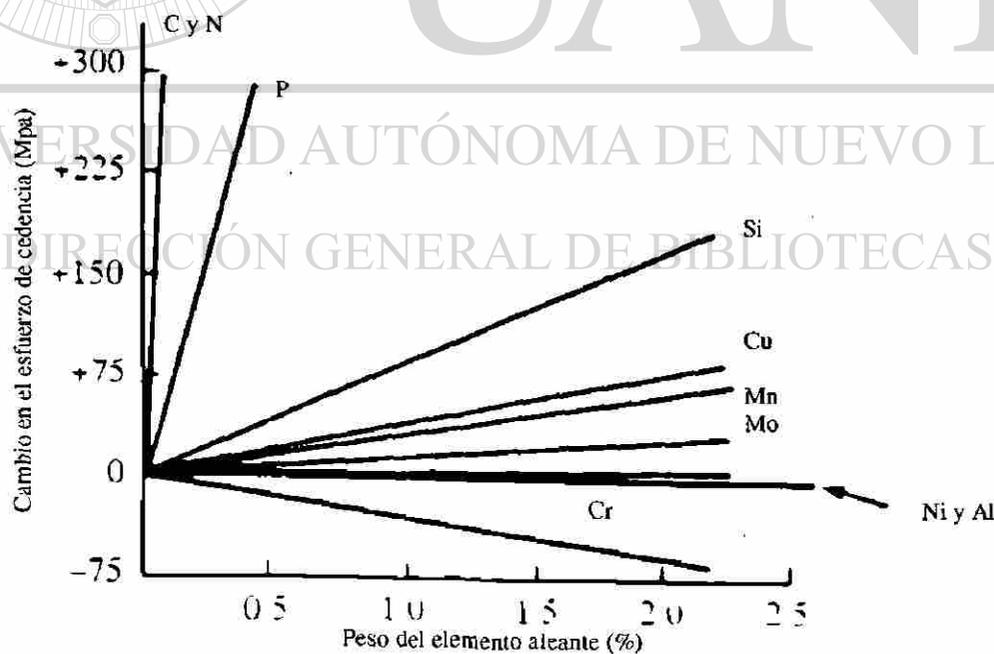


Figura 4.2. Efectos del endurecimiento por solución sólida en aceros ferríticos de bajo carbono. Según Llewelyn⁽⁴¹⁾.

Estos datos ilustran el gran efecto endurecedor de los elementos intersticiales carbono y nitrógeno, pero se debe tener en cuenta que estos elementos tienen sólo una muy limitada solubilidad sólida en la ferrita. Sin embargo, tanto el carbono como el nitrógeno también tienen un efecto adverso en la tenacidad del acero. De los elementos sustitucionales, el fósforo es el más potente pero al igual que el carbono y nitrógeno, éste también tiene un efecto detrimental en la tenacidad.

Tabla 4.3. Coeficientes de endurecimiento por solución sólida para diferentes elementos.

Elemento	N/mm ² por % en peso
C y N	5544
P	678
Si	83
Cu	39
Mn	32
Mo	11
Ni	0
Cr	-31

4.5.2.2 Refinamiento del tamaño de grano ferrítico.

El refinamiento del tamaño de grano es el mecanismo de endurecimiento más deseable ya que mejora no sólo la resistencia sino también la tenacidad.

La ecuación de Hall-Petch⁽³⁷⁾, quizá la más celebrada en la metalurgia ferrosa, es la siguiente:

$$\sigma_y = \sigma_i + K_y d^{-1/2} \quad \dots(4.1)$$

donde:

σ_y = Esfuerzo de cedencia

σ_i = Esfuerzo de fricción el cual se opone al movimiento de dislocaciones

K_y = Constante

d= Tamaño de grano ferrítico

Por lo que el refinamiento del tamaño de grano ferrítico resultará en el incremento del esfuerzo de cedencia y la relación se muestra en la figura 4.3. Mientras que los efectos del endurecimiento usualmente llevan a una disminución en la tenacidad, se ha mostrado que el refinamiento del tamaño ferrítico también produce mejoramiento simultáneo en la tenacidad. La ecuación de Petch que involucra a la tenacidad con el tamaño de grano está dada por:

$$BT = \ln B - \ln C - \ln d^{-1/2} \quad \dots(4.2)$$

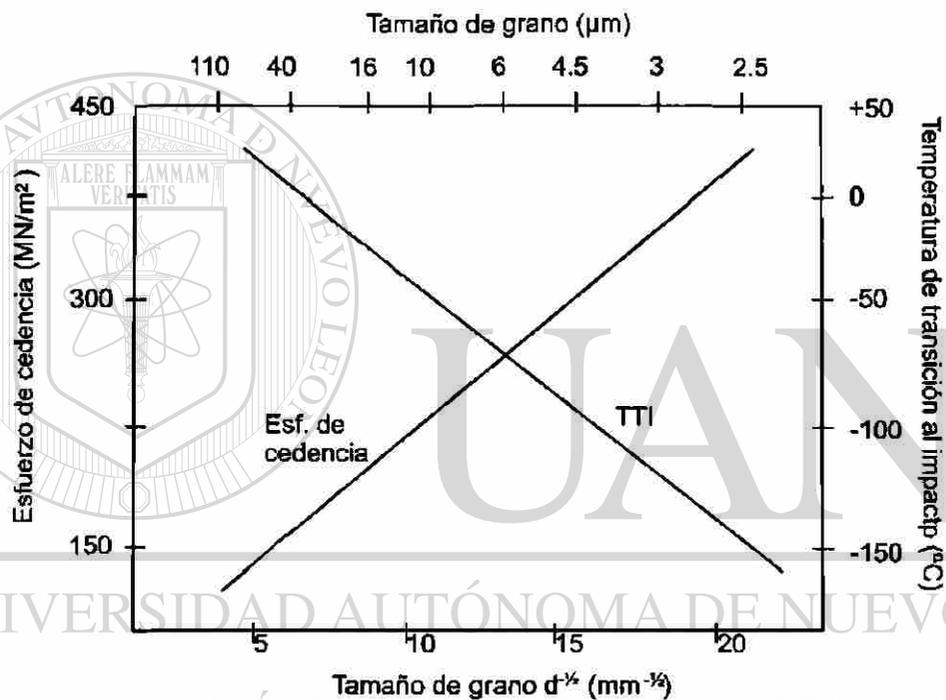


Figura 4.3. Efectos del tamaño de grano ferrítico en el esfuerzo de cedencia y las propiedades de impacto. Según Pickering⁽³⁷⁾.

donde B y C son constantes, T es la temperatura de transición dúctil-frágil y d es el tamaño de grano ferrítico. Por lo tanto, como se muestra en la figura 4.3, la temperatura de transición disminuye a medida que lo hace el tamaño de grano.

El refinamiento de grano se logra de varias maneras. Tradicionalmente, los aceros con grano fino contienen aproximadamente 0.03% de Aluminio el cual es soluble a temperatura de recalentamiento de lingote, alrededor de 1250°C , y que permanece en solución durante la laminación y después del enfriamiento a temperatura ambiente. Sin

embargo, en calentamiento subsecuente a la temperatura de normalizado, en el intervalo de ferrita, el aluminio se combina con el nitrógeno en el acero para formar una fina dispersión de nitruro de aluminio (AlN). Estas partículas fijan las fronteras del grano austenítico a las temperaturas normales de tratamiento térmico justo arriba de la línea Ac3 (típicamente, 850°-920°C, dependiendo del contenido de carbono) y por lo tanto resulta en la formación de un tamaño de grano austenítico fino. Por consiguiente, un tamaño de grano austenítico fino tiene como resultado la formación de un tamaño de grano ferrítico fino en el enfriamiento a temperatura ambiente⁽⁴⁰⁾.

Aunque el tamaño de grano austenítico es de mayor importancia, otros factores también tienen un papel en el desarrollo de un tamaño de grano ferrítico fino. Así, la adición de elementos como el carbono y manganeso o un incremento en la velocidad de enfriamiento desde el intervalo de temperaturas de la austenita llevará al refinamiento de los granos de ferrita. Sin embargo, existe obviamente un límite a la cantidad de endurecimiento que se puede obtener por este mecanismo antes de que la transformación se disminuya a tal grado que conduzca a la formación de bainita o martensita y a la introducción del endurecimiento por transformación.

4.5.2.3 Endurecimiento por precipitación.

El endurecimiento por precipitación puede ser inducido por una variedad de elementos pero, en el contexto de los aceros ferríticos-perlíticos, los sistemas de significado comercial son aquellos que involucran al Nb, V y Ti. Estos elementos tienen una fuerte afinidad por el carbono y el nitrógeno y, consecuentemente, tienen una limitada solubilidad sólida en el acero. Es por eso que se agregan al acero en pequeñas cantidades, hasta aproximadamente 0.06% Nb o 0.15% V, por eso se refieren como elementos microaleantes.

Como se ilustra en la figura 4.4a, una cantidad substancial de Nb entrará en solución a 1250°C, temperatura de recalentamiento de lingote. En el enfriamiento, Nb (CN) precipitará en la interfase austenita-ferrita durante la transformación la cual lleva a un substancial endurecimiento. Por otra parte, en el recalentamiento a la temperatura típica de normalizado, 920°C, muy poco Nb(CN) se disolverá, y por lo tanto, virtualmente no habrá

endurecimiento por precipitación. Sin embargo, las partículas no disueltas actuarán de tal manera que restringirán el crecimiento de grano austenítico y llevarán a la formación de un tamaño de grano ferrítico fino⁽⁴¹⁾.

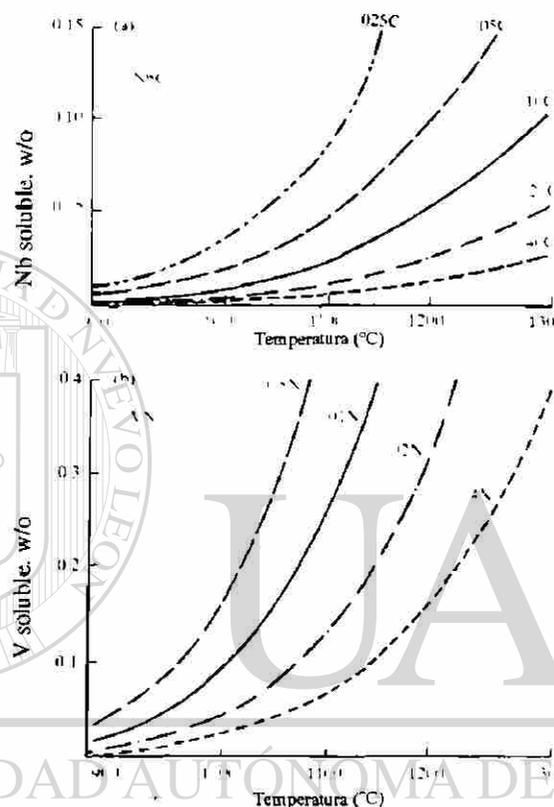


Figura 4.4. a).- Solubilidad del NbC; b).- Solubilidad del VN. Según Llewelyn⁽⁴¹⁾.

Como se indica en la figura 4.4b, el V se disuelve más fácilmente que el Nb y ocurre una solución completa del V_4C_3 en los aceros estructurales de grado comercial a las temperaturas típicas de normalizado, 920°C. Sin embargo, en aceros al Al-V, el Al es el formador de nitruros más poderoso, y en presencia de un 0.04% Al; niveles significantes de V estarán en solución a 920°C y son disponibles para la precipitación de V_4C_3 en la transformación a ferrita. Por eso los aceros al vanadio proveen un significativo efecto del endurecimiento por precipitación, por ejemplo, hasta 150 N/mm² por 0.10%V⁽⁴¹⁾.

4.5.2.4 Endurecimiento por transformación.

Tanto los elementos de aleación como una elevada velocidad de enfriamiento disminuyen la temperatura de transformación de la austenita a ferrita y este efecto causa la transformación a bainita o martensita. Esta consecuencia se muestra en la figura 4.5, la cual, relaciona aceros que contienen 0.05-0.20% C. Así, la resistencia se incrementa progresivamente con la introducción de productos de transformación de baja temperatura pero con cierto sacrificio de ductilidad y tenacidad. Sin embargo, en el contexto de los aceros estructurales existe la demanda de aceros de baja aleación templados y revenidos con esfuerzos de cedencia de hasta 700 Mpa. Tales aceros son normalmente aleados con molibdeno y boro para promover la templabilidad⁽³⁵⁾ pero puede también haber la necesidad de incluir elementos tales como el vanadio para mejorar la resistencia al revenido.

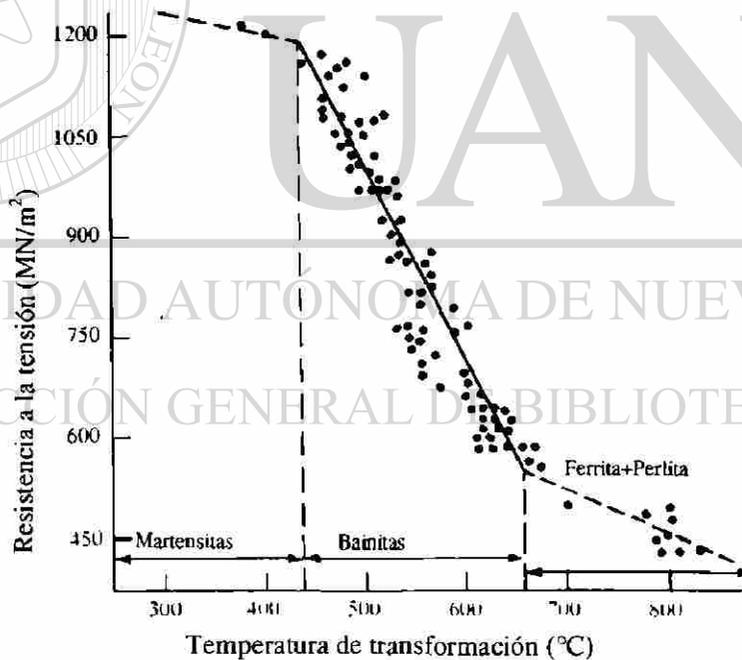


Figura 4.5. Efecto de la temperatura de transformación en la resistencia de las estructuras ferríticas-perlíticas y bainíticas. Según Llewellyn⁽⁴¹⁾.

Relación estructura-propiedad en aceros ferríticos perlíticos.

Siguiendo la derivación de la ecuación 4.1, se propuso que esta ecuación básica para el esfuerzo de cedencia tomara en cuenta los efectos endurecedores de los elementos aleantes. Así:

$$\sigma_y = \sigma_i + K'(\%aleación) + K_y d^{-1/2} \dots(4.3)$$

Durante el final de los años 50 y comienzos de los 60, Gladman y Pickering⁽³⁹⁾ continuaron con esta línea de investigación y desarrollaron las siguientes relaciones cuantitativas para el esfuerzo de cedencia, resistencia tensil y la temperatura de transición.

$$YS (N/mm^2) = 53.9 + 32.3\% Mn + 83.2\% Si + 35.4\% N_f + 17.4d^{1/2} \dots(4.4)$$

$$TS (N/mm^2) = 294 + 27.7\% Mn + 83.2\% Si + 3.85\% perlita + 7.7d^{1/2} \dots(4.5)$$

$$ITT(^{\circ}C) = -19 + 44\%Si + 700\sqrt{(\%N_f)} + 2.2\% perlita - 11.5d^{1/2} \dots(4.6)$$

donde d es el tamaño de grano medio de ferrita en mm y N_f (nitrogen free) el nitrógeno libre.

Cada ecuación ilustra claramente los efectos benéficos del tamaño de grano fino en el incremento del esfuerzo de cedencia y tensil, así como la disminución de la temperatura de transición. Es también interesante notar que el contenido de perlita no tiene efecto significativo en el esfuerzo de cedencia de estos aceros de bajo carbono predominantemente ferríticos. Por otra parte, la perlita tiene un efecto detrimental en la tenacidad. Los efectos de endurecimiento por solución sólida de Mn, Si y N libre, tienen mayor contribución en las ecuaciones antes señaladas debiendo notarse el efecto negativo del nitrógeno libre para las propiedades del impacto del acero. En la figura 4.5 se muestran los factores que afectan a la resistencia mecánica y a la tenacidad en aceros estructurales de bajo carbono.

Mientras que estas ecuaciones claramente identifican el efecto endurecedor por solución sólida del manganeso, se debe tener en mente que éste también contribuye a la resistencia

por otros medios. Es por eso que disminuyendo la temperatura de transformación de austenita a ferrita, el manganeso causa mayor endurecimiento por:

1. Refinación del tamaño de grano ferrítico.
2. Refinación del tamaño de las partículas de precipitación por ejemplo: $Nb(CN)$ y $V_4C_3^{(42)}$.

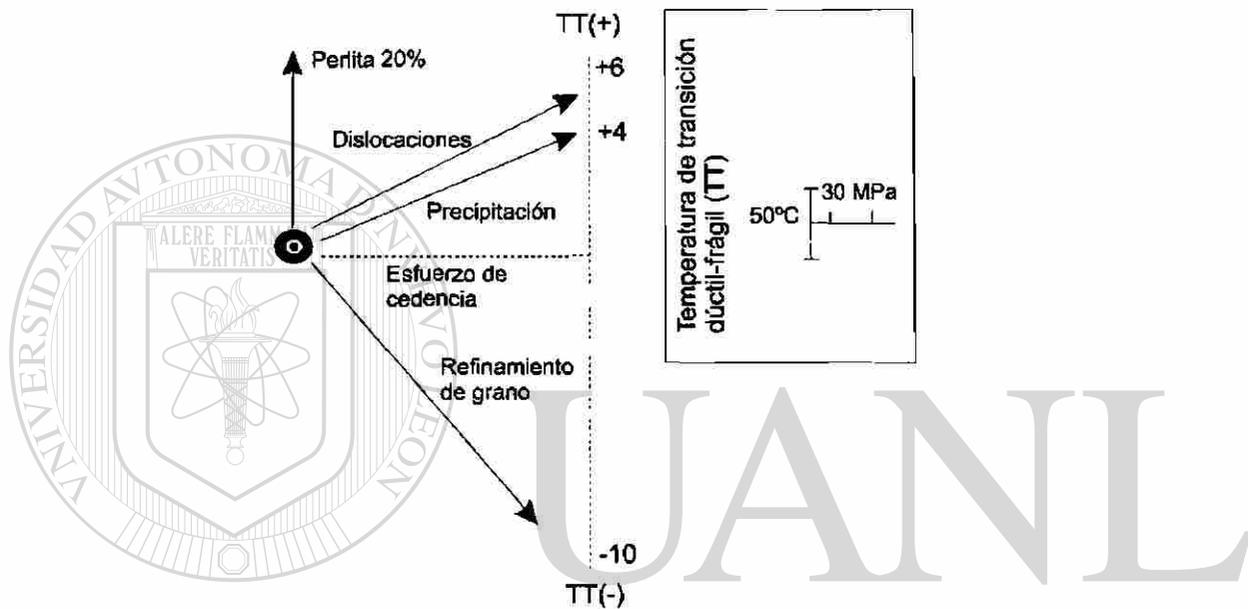


Figura 4.6. Factores que afectan al esfuerzo de cedencia y a la tenacidad en aceros ferríticos-perlíticos. Según Pickering(37).

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

4.5.2.5 Endurecimiento por dislocaciones.

El endurecimiento por deformación o endurecimiento por dislocaciones puede resultar en niveles de resistencia muy elevados, lo cual se logra a expensas de la ductilidad y tenacidad. Por esta razón, se hace muy poco uso de este método de endurecimiento aunque el endurecimiento por deformación encuentra aplicación limitada en lámina o cinta de acero de bajo carbono.

4.6. Laminación controlada/proceso termomecánico.

Como se estableció anteriormente, la ruta tradicional para obtener un tamaño de grano fino en aceros estructurales ferríticos – perlíticos, ha sido la adición de elementos refinadores de grano, tal como el Al, y normalizar el acero desde aproximadamente 920°C después de la laminación. Sin embargo, esta situación ha cambiado con el desarrollo de la laminación controlada, pero en años más recientes, el término *proceso termomecánico* es el más usado, ya que combina tanto a la laminación controlada como las operaciones de enfriamiento controlado en línea.

Este proceso es ampliamente utilizado para obtener propiedades mecánicas excelentes en aceros para tubería, puentes, plataformas marinas y muchas otras aplicaciones. El uso de los procesos termomecánicos ha resultado en una mejor combinación de resistencia y tenacidad así como considerables reducciones en el contenido de carbono de los aceros HSLA (microaleados). Esta reducción en el contenido de carbono mejora no sólo la tenacidad, sino también la soldabilidad⁽³⁶⁾.

El objetivo básico de la laminación controlada es el de refinar y deformar los granos de austenita durante el proceso de laminación para que se produzcan granos finos de ferrita durante el enfriamiento⁽⁴³⁾.

4.6.1 Descripción del proceso.

La operación tradicional de laminación en caliente de placas se muestra esquemáticamente en la figura 4.7(a). Típicamente, el planchón es recalentado a temperaturas de aproximadamente 1200-1250°C y se laminan progresivamente a menores espesores, usualmente arriba de 1000°C en el último paso de laminación.

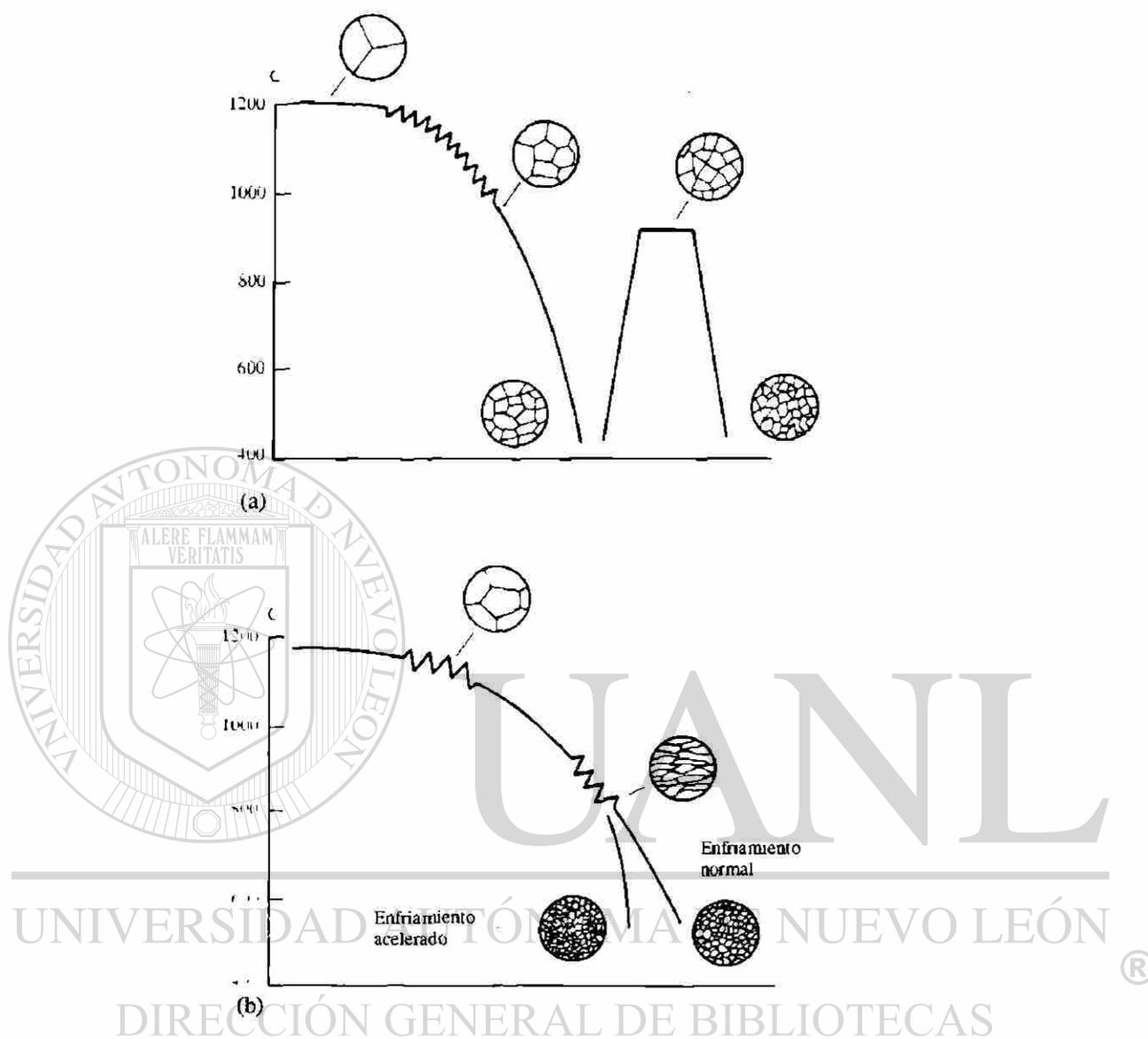


Figura 4.7. Etapas de laminación; a).- Laminación tradicional y normalizado; b).- Proceso termomecánico. Según Llewellyn⁽⁴¹⁾.

En los aceros al carbono, el recalentamiento a temperaturas de 1200-1250°C produce un tamaño de grano austenítico grueso y una laminación justo debajo de ese intervalo de temperaturas resulta en una recristalización rápida. Aún a temperaturas de acabado de 1000°C, la recristalización y el subsecuente crecimiento del grano será relativamente rápido, dando como resultado la generación de tamaños de grano gruesos de austenita. Durante el enfriamiento a temperatura ambiente, esto resulta en la formación de

un tamaño de grano ferrítico grueso y el material debe ser normalizado con objeto de refinar la microestructura⁽⁴⁴⁾.

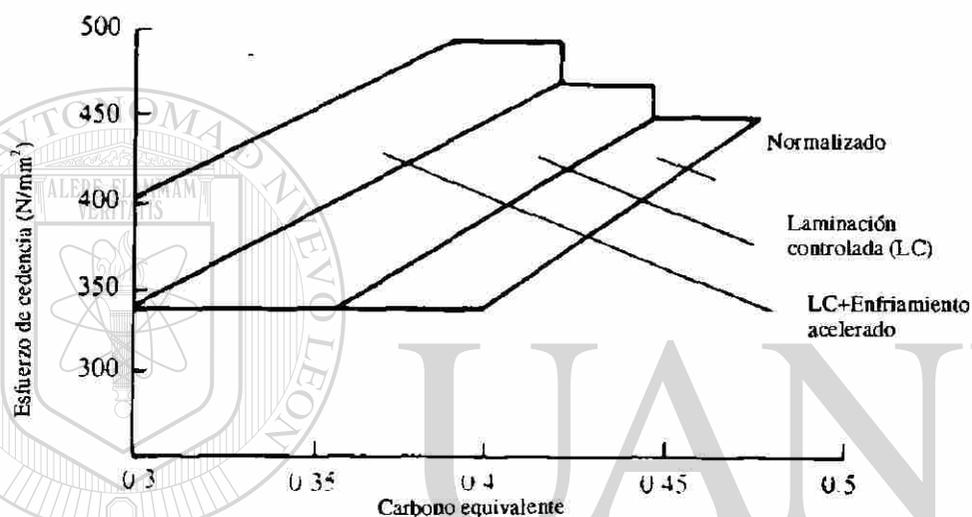
En la laminación controlada, la operación es un proceso de dos etapas, como se ilustra en la figura 4.7(b), existe un retardo en el tiempo entre desbaste y acabado. Esto permite que las operaciones se lleven a cabo a temperaturas abajo de la temperatura de recrystalización, lo cual resulta en la formación de granos alargados de austenita fina y la transformación a una estructura de granos de ferrita fina. En los años 30's desde su introducción, una cantidad considerable de investigación se ha llevado a cabo en todo el mundo sobre la laminación controlada, lo cual ha llevado al desarrollo de materiales con propiedades mecánicas ampliamente mejoradas comparados con aquellos que se obtienen por tratamientos térmicos convencionales. Por otra parte, mientras que los primeros experimentos de la laminación controlada fueron llevados a cabo en aceros al carbono, pronto se hizo evidente que el proceso fue grandemente facilitado por la adición de elementos formadores de carburo. En particular, se mostró que la adición de aproximadamente 0.05% de Nb causaba un marcado retardo en la recrystalización lo cual permitió que la laminación controlada se llevara a cabo a temperaturas significativamente mayores⁽⁴³⁾.

La laminación controlada se puede dividir en tres etapas⁽⁴⁵⁾:

1. La austenita es refinada al recrystalizar entre pasos de laminación. Si en ese momento se enfriara el acero, el producto de transformación sería ferrita gruesa. En esta etapa se llevan a cabo los pasos de desbaste aprovechando la menor resistencia del acero.
2. La austenita se deforma a temperaturas en las que la recrystalización es muy lenta o nula. En ciertos granos se producen bandas de deformación, que incrementan la tasa de nucleación de la ferrita. El resultado de la transformación a partir de esta estructura será ferrita fina. La temperatura que delimita esta etapa, de no recrystalización, depende de la composición química del acero y de las condiciones de deformación.
3. El proceso de deformación continúa en la región bifásica ($\alpha + \gamma$), lo que genera la formación de subgranos en la ferrita deformada. La austenita de la mezcla transforma a ferrita equiaxial al enfriar, en tanto que la ferrita preservará la subestructura. Las

temperaturas que delimitan esta etapa (Ar_3 y Ar_1) también dependen de la composición química y condiciones de operación como son el grado de deformación y la velocidad de enfriamiento.

Como se puede apreciar, son muchas las ventajas que se obtienen directamente del laminador a diferencia de los procesos convencionales donde se tenían que dar tratamientos adicionales. Esto se muestra esquemáticamente en la figura 4.8



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
 4.8 Ventajas de la laminación controlada y enfriamiento acelerado para el mejoramiento de las propiedades mecánicas en los aceros estructurales. Según Llewellyn⁽⁴¹⁾.
 DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

4.6.2 Barras de refuerzo laminadas en caliente.

Grandes cantidades de acero se usan para reforzar concreto en edificios, puentes y estructuras marinas. El término barra incluye: redondos, cuadrados, hexágonos, ángulos pequeños, canales, barras T y varillas corrugadas. En algún tiempo, las varillas de refuerzo fueron consideradas como acero de bajo grado, productos de acero con baja demanda y se producían de diversas coladas que estaban fuera de especificación. Sin embargo, con la tendencia hacia aceros de mayor resistencia y los requerimientos de buenas características de fabricación, el acero de refuerzo se hace bajo los estándares de alta calidad. Mientras

que ciertas barras de refuerzo se proveen como aceros al carbono con límites a la cedencia de 250 N/mm^2 , ahora se está haciendo un uso extensivo de aceros con mayores resistencias (HSLA) con límites a la cedencia de hasta 500 N/mm^2 .

Las especificaciones de la ASTM para varillas de refuerzo de acero en lingote, de aceros de rieles, de acero de ejes y de acero de baja aleación, están definidas por las normas A615, A616, A617 y A706 respectivamente.

4.6.3 Barras con enfriamiento controlado

A mediados de los años 70, los laboratorios CRM en Liege Bélgica publicaron detalles de un proceso de tratamiento térmico en línea para la producción de barras de refuerzo de alta resistencia⁽⁴¹⁾. Designado proceso *Tempcore*, la aplicación del enfriamiento controlado después de la laminación resulta en la formación de una capa superficial de martensita la cual es revenida subsecuentemente por conducción del calor proveniente del núcleo de las barras. El principal objetivo del proceso es producir un refuerzo de alta resistencia, soldable que sea barato mediante la eliminación de los costos asociados por el trabajado en frío (*cold twisting*) o adiciones de microaleantes. El proceso Tempcore ha tenido mucho éxito tanto técnicamente como comercialmente y se ha patentado en todo el mundo.

El proceso Tempcore se ilustra esquemáticamente en la figura 4.9. Al salir del último castillo de laminación, la barra pasa a través de una estación de enfriamiento con agua, la cual enfría la superficie de la misma lo suficientemente rápido para la formación de martensita. Al término del proceso de enfriamiento, la barra tiene un núcleo de austenita rodeado por una mezcla de austenita y martensita, la cantidad de martensita aumenta hacia la superficie de la barra. Al dejar la estación de enfriamiento, la barra se expone a la atmósfera y el gradiente de temperatura entre el centro y la superficie templada empieza a igualarse. Esto lleva al revenido de la capa superficial de martensita, dando como resultado un balance adecuado entre resistencia y ductilidad. Durante esta segunda etapa del proceso, la austenita que no ha transformado en las capas superficiales de las barras también transforma a bainita.

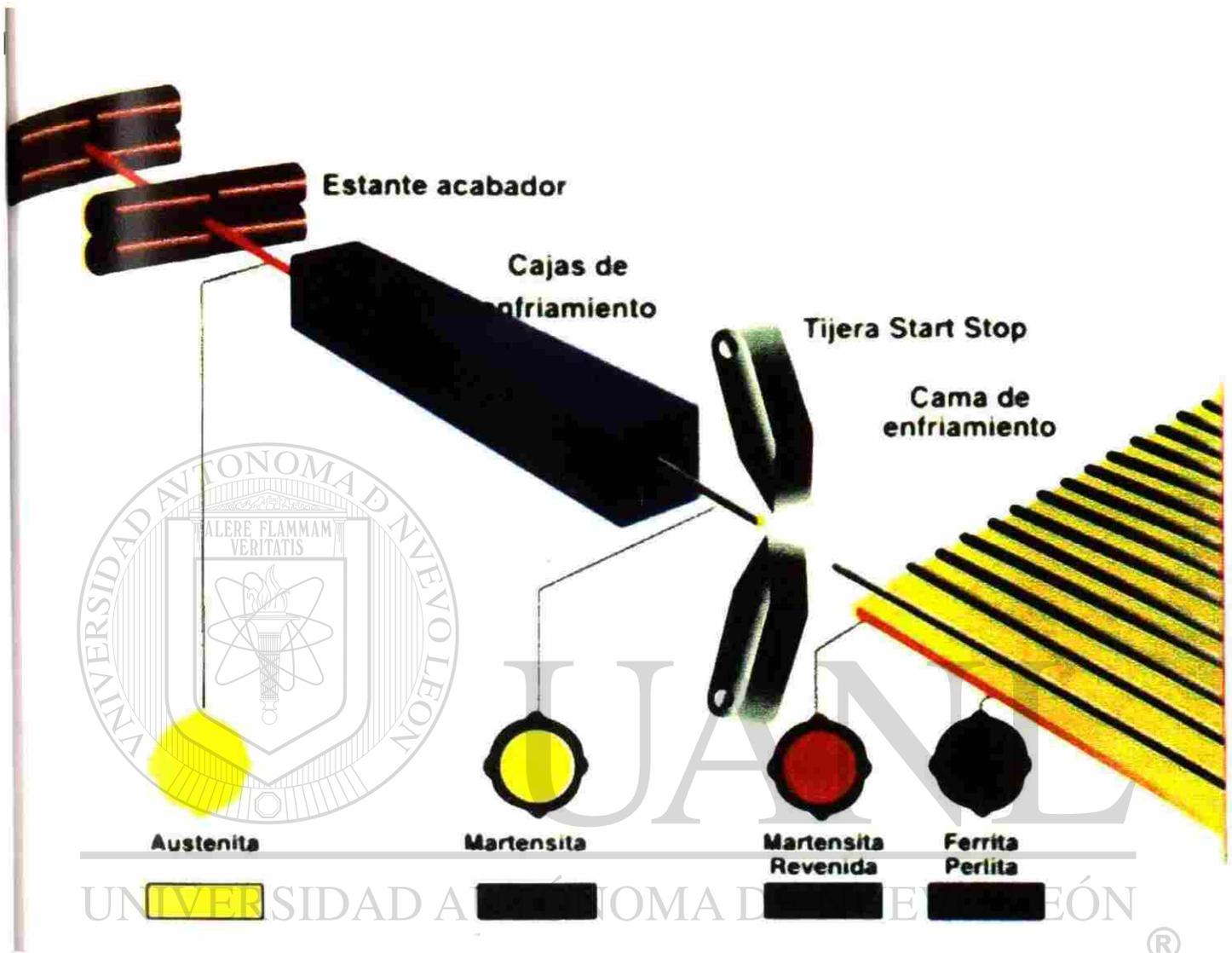


Figura 4.9. Representación esquemática del proceso TEMPCORE. Cortesía HYLSA DAV

La etapa final del proceso se lleva a cabo a medida que las barras yacen en la cama de enfriamiento, llamado etapa de transformación del núcleo austenítico.

Dependiendo de factores tales como la composición química, la temperatura del último paso de laminación así como la velocidad de enfriamiento, el núcleo puede transformarse a ferrita y perlita o a una mezcla microestructural la cual incluye bainita. Así el proceso *Tempcore* produce una variedad de microestructuras en toda la sección transversal, desde martensita revenida en las capas superficiales hasta la región que es esencialmente ferrita y

perlita en el núcleo, con una zona intermedia que puede ser predominantemente bainítica. En las figuras 4.10; 4.11 y 4.12. se muestran dichas microestructuras de una varilla convencional que se utiliza actualmente en la industria de la construcción.

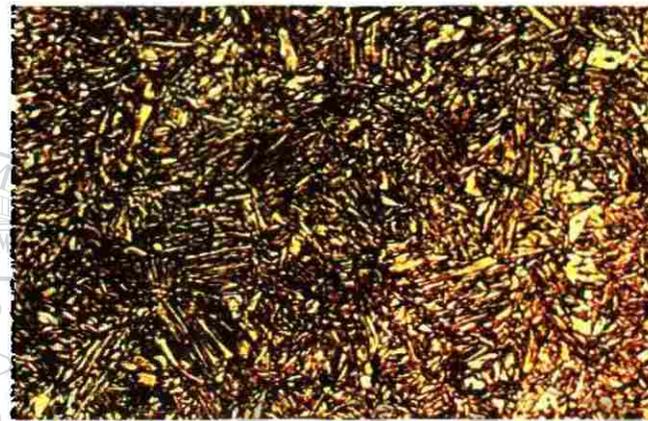


Figura 4.10. Microestructura de la capa superficial de una varilla convencional por proceso tempcore.



Figura 4.11. Zona de interfase donde se muestra la capa de martensita revenida en la parte superior y una microestructura de ferrita-perlita-bainita en la parte inferior.

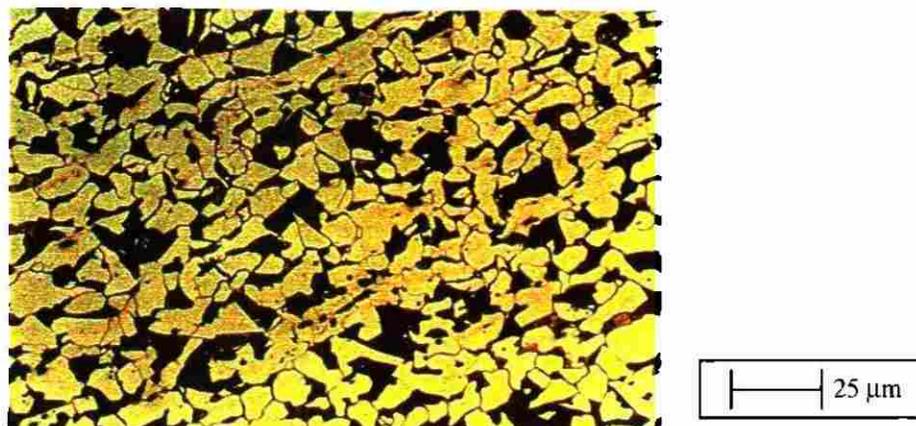


Figura 4.12. Zona del núcleo de la varilla donde se muestra una microestructura netamente ferrítica-perlítica.

Las microestructuras de las figuras anteriores pertenecen a una varilla cuyo análisis químico en porcentaje es el siguiente:

C	Mn	P	S	Si	Cu	Ni	Cr	Sn	Mo	V	Al
0.240	0.773	0.022	0.037	0.198	0.296	0.096	0.082	0.024	0.023	0.004	0.004

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

Dependiendo del tamaño de las barras, el enfriamiento con agua se puede aplicar antes de que las barras entren al estante de acabado con objeto de reducir la longitud de la estación de enfriamiento. Esto se aplica particularmente a barras de gran diámetro que son acabadas a altas temperaturas y se afirma⁽⁴¹⁾ que la longitud de la cama de enfriamiento se puede reducir en un 70% disminuyendo la temperatura de acabado de 1050 a 900°C.

El proceso Tempcore es relativamente barato y provee las propiedades mecánicas requeridas en aceros de bajo carbono equivalente. Por estas razones, este proceso está desplazando gradualmente los productos laminados en frío y microaleados.

4.7 Aceros experimentales aleados al manganeso.

Dada la tendencia actual de fabricar varillas con mayor resistencia a la corrosión, se ha incursionado en el estudio de la relación entre los mecanismos de corrosión y la microestructura del acero. Trejo, Monteiro y Thomas⁽⁴⁶⁾ reportan que los aceros que generalmente contienen dos fases (acero dual ferrita-martensita), tienen mayor resistencia a la corrosión galvánica debido a que los carburos Fe_3C (cementita) son catódicos a la ferrita trayendo como consecuencia la corrosión localizada y la falla eventual del acero en ambientes corrosivos tales como estructuras de concreto en ambientes marinos.

Teniendo en cuenta esta hipótesis, la empresa HYLSA División Tecnología decidió llevar a cabo un proyecto para el estudio de la cinética de corrosión en aceros aleados al manganeso.

Para esto se utilizó un horno de inducción de la Acería Experimental del Departamento de Investigación y Desarrollo para la fabricación de las barras de acero al manganeso.

Cada una de las coladas consistió de los siguientes pasos:

- Carga del horno. Se cargó el horno con 500 kg de chatarra de recorte de lámina junto con grafito en las seis coladas.
- Toma de temperatura.
- Toma de muestra del acero sin alear en el intervalo de temperatura de 1550-1600°C.
- Ajustes de adición de ferroaleaciones. Al conocer el análisis químico del acero sin aleaciones, se hicieron los cálculos para los ajustes necesarios de C, Mn y Si.
- Toma de muestra del acero aleado.
- Vaciado del acero líquido. Al tener el acero líquido su composición química adecuada para cada grado de acero se vació a la moldura de manga refractaria.
- Enfriamiento y desmolde. Se dejó enfriar el acero durante 24 hrs para su desmolde. A cada una de las coladas se le identificó con un color.

Una vez obtenidas las barras de acero en condición de colada, en este caso, seis diferentes tipos, se mandaron a laminar a la empresa Metamex situada en la ciudad de Puebla obteniéndose varillas sin corrugado de (13/16") 20.6 mm de diámetro. Posteriormente se procedió a cortar las barras a longitudes de 15 cm y se les dio un tratamiento térmico

intercrítico, esto es, un calentamiento en la zona bifásica ($\alpha + \gamma$) del diagrama Fe-Fe₃C seguido de un enfriamiento en agua como se muestra en la figura 4.13.

En la tabla 4.4 se muestran el total de aceros producidos para su estudio electroquímico así como sus temperaturas de tratamiento y su contenido en Mn.

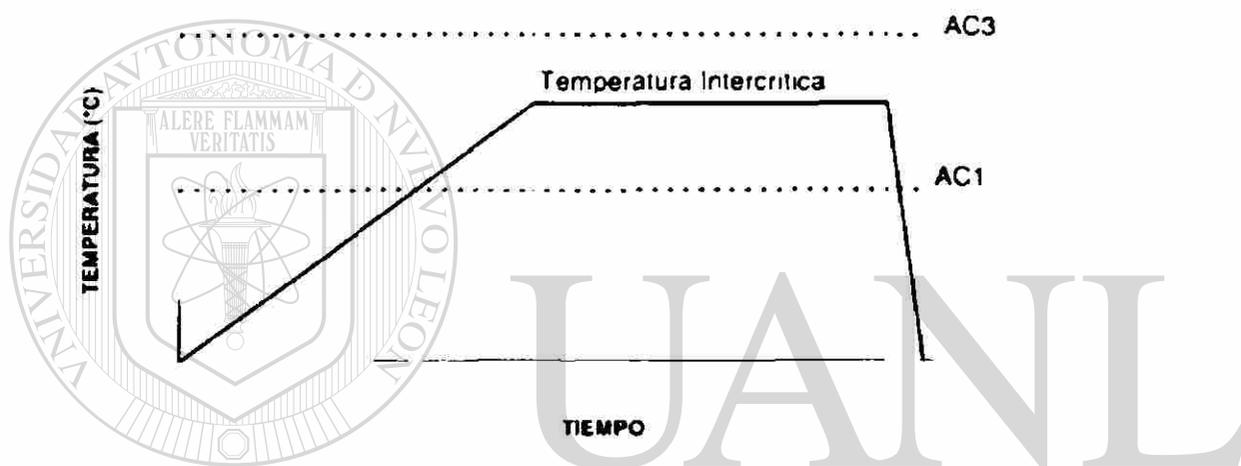


Figura 4.13. Templado intercrítico de las barras de acero al manganeso.

Tabla 4.4. Nivel de temperaturas intercríticas para los aceros experimentales.

Tipo de acero.	Acero.	% de Mn.	Temperatura intercrítica.				Ac ₃	Ac ₁
			1	2	3	4		
Manganeso.	Am.	0.438	755.6	779.3	803.1	826.8	850.55	731.80
	Az.	1.920	742.2	761.8	781.4	801.0	820.60	722.59
	B.	0.922	753.1	775.2	797.4	819.5	841.66	730.94
	R.	1.80	749.3	770.4	791.5	812.7	833.79	728.15
	N.	0.677	753.4	779.0	804.6	830.2	855.84	727.77
	V.	1.19	747.7	770.7	793.8	816.9	839.99	724.58

Como se puede ver, elevar la resistencia a la corrosión de las varillas de refuerzo requiere de la adición de elementos aleantes tales como el Cr o el Si lo cual se traduce como un incremento en el costo de producción de dichas varillas, es por eso que es necesario buscar factores que aumenten la vida útil de las varillas sin elevar el costo de producción. Uno de los métodos más favorables para elevar dicha resistencia a la corrosión, es la laminación controlada ya que por medio de estos procesos se obtienen distribuciones homogéneas en la microestructura así como productos libres de inclusiones siendo estos factores los más importantes para disminuir la velocidad de corrosión que se presentan en las varillas de refuerzo, como se verá más adelante en este trabajo.

Uno de los elementos más importantes en la laminación controlada de los aceros estructurales y por lo tanto de las varillas de refuerzo, es el Manganeseo ya que determina la temperatura de transformación de austenita a ferrita. Cuanto más baja sea la temperatura de transformación, más amplio será el intervalo potencial de temperatura para la laminación controlada. En los aceros al carbono, los cuales tienen una temperatura de transformación mayor que la temperatura de recristalización de la ferrita, la laminación controlada normal frecuentemente resulta en la laminación después de la transformación austenita-ferrita lo cual puede producir granos recristalizados de ferrita gruesa.

El efecto detrimental del carbono en la ductilidad excluye su uso para el control de la temperatura de transformación, haciendo deseables los aceros de alto contenido de Manganeseo para la laminación controlada.

Capítulo 5

Desarrollo experimental

5.1 Probetas de mortero.

Para los ensayos electroquímicos en mortero, se usaron probetas en forma cilíndrica con dimensiones de 14 cm de altura y un diámetro de 10 cm. En cada una de ellas se embebieron dos barras idénticas de acero y un electrodo auxiliar de grafito. En la siguiente figura se muestran las probetas utilizadas durante la investigación.



Figura 5.1. Probeta de mortero utilizada durante la experimentación.

Para la preparación de la mezcla de mortero se utilizó una relación cemento/arena/agua = 1/3/0.5 con adiciones de 3% de Cl^- (como NaCl) con relación al peso de la cantidad de cemento.

5.2 Descripción del procedimiento para la preparación de las probetas.

La preparación de la mezcla se llevó a cabo en los laboratorios del Instituto de Ingeniería Civil de la UANL ya que ahí se encuentra el equipo adecuado para la preparación de la misma.

Habiéndose determinado las dosificaciones exactas del cemento, agua, arena y sal, se procedió a alimentar una revolvedora para concreto con capacidad de 20 litros y de 33 RPM con una mezcla de agua-cemento (lechada) con el fin de recubrir las paredes de la misma y con esto evitar una variación en las relaciones previamente establecidas. Una vez lista la revolvedora, se agregó agua y posteriormente se hicieron adiciones a intervalos cortos de tiempo, tanto de cemento como de arena y se dejó revolver por un tiempo de 3 minutos, 2 minutos de reposo y otros 3 minutos de mezclado para la homogeneización de la mezcla sin exceder el tiempo, ya que el exceso de éste trae como consecuencia ciertos inconvenientes como pérdida de agua por evaporación, elevación de la temperatura de la mezcla debido a la fricción, pérdida parcial del aire incluido, cuando se emplea un aditivo para este propósito, etc.

Cabe mencionar que la adición de los cloruros Cl^- (como NaCl) se hizo directamente en el agua para la mezcla con el objetivo de asegurar una buena homogeneidad de las concentraciones de dicho ion en toda la mezcla, evitándose gradientes de concentración del mismo.

Habiendo pasado el tiempo adecuado de mezclado, se procedió a vaciar la mezcla en moldes metálicos, se introdujeron las barras de acero y se pusieron sobre una plataforma vibradora con objeto de darle una buena consistencia debido al asentamiento y compactación de la mezcla. Aunado a esto, el nivel de porosidad disminuye.

Las probetas se desmoldaron 24 hrs después de haber sido vaciadas y se curaron durante 24 hrs sobre agua con una humedad relativa $> 90\%$ impuesta por la presión de vapor del H_2O a la temperatura ambiente. Todas las probetas se pusieron dentro de una pila

de manera que éstas quedaran parcialmente sumergidas en agua con el fin de suprimir la disponibilidad de oxígeno como se muestra en la figura 5.2.

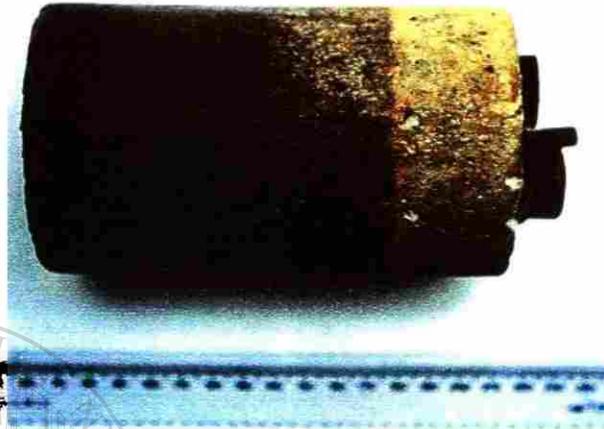


Figura 5.2. Imagen que muestra la diferencia entre el área seca y el área húmeda debido a que las probetas quedaron parcialmente sumergidas en agua.

Las barras de acero se dispusieron paralelas al electrodo de grafito para así conseguir una buena distribución de la corriente eléctrica. También se aisló, mediante cinta adhesiva, la zona donde las barras emergían del mortero evitando el triple contacto aire/mortero/acero. La descripción se ajusta al esquema de la figura 5.3.

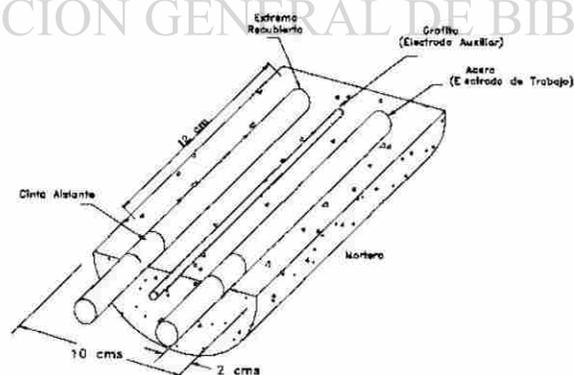


Figura 5.3. Disposición de las barras de acero dentro de la probeta de mortero. Corte longitudinal.

5.3 Pruebas de corrosión acelerada.

Previo a la realización de las pruebas electroquímicas para la obtención de la densidad de corrosión (i_{corr}) se llevaron a cabo pruebas aceleradas de corrosión, las cuales consistieron en lo siguiente:

Primero: de todos los aceros listados en la tabla 4.4, se tomó una muestra y se dispusieron en dos diferentes soluciones, una de hidróxido de calcio $[\text{Ca}(\text{OH})_2]$ y una segunda de $\text{Ca}(\text{OH})_2$ y sal (NaCl) ya que el $\text{Ca}(\text{OH})_2$ mantiene un pH alcalino (de aproximadamente 13) en la solución y la sal provee los iones cloruro (Cl^-), todo con objeto de simular las condiciones de la solución del poro en el concreto o mortero en condiciones normales y en presencia de agua de mar respectivamente.

Segundo: el tiempo de estancia de las muestras dentro de las soluciones fue de 30 días y el número total de pruebas fueron 3, haciendo un total de 90 días de exposición.

Tercero: la i_{corr} se obtuvo aplicando la ecuación de Faraday⁽⁴⁷⁾ a partir de medir la diferencia en peso de las muestras de acero debido a la pérdida de masa por la oxidación de las mismas en estas dos soluciones.

El propósito de estas pruebas fue el de conocer el mecanismo de corrosión que se generó en la superficie de las muestras de acero y determinar la influencia del tratamiento térmico, distribución de fases y contenido de manganeso en la resistencia a la corrosión de las mismas. A través de estas pruebas se estableció que tipos de acero de los que se muestran en la tabla 4.4 eran los más adecuados para su posterior estudio electroquímico y poder justificar de esta manera la no experimentación de los aceros restantes.

5.4 Probetas de acero.

Los aceros que se utilizaron durante el estudio tienen, como se vio en el capítulo anterior, diferente composición química y diferente tratamiento térmico por lo que se esperaba encontrar diferencias en los comportamientos de los mismos debido a la corrosión. De todos los grados de tratamiento térmico que se llevaron a cabo para todos los tipos de acero, sólo se consideraron los que se listan en la tabla 5.1, puesto que son los que

contienen mayor y menor contenido de Manganeso así como la menor temperatura de tratamiento intercrítico.

Tabla 5.1. Composición química y temperatura de tratamiento intercrítico para los aceros que se utilizaron durante las pruebas electroquímicas.

Acero	%Mn	%Si	Temp. Tratamiento (°C)
Az1	1.92	0.686	742.2
Am1	0.438	0.462	755.6
B1	0.922	0.608	753.1
V1	1.19	0.487	747.7

5.4.1 Tratamiento térmico superficial.

Los aceros denominados Az, Am, B y V, son aceros que no fueron sometidos a tratamiento térmico alguno, es decir, estaban en condición de laminación por lo que se les hizo un tratamiento superficial, en este caso, un carburizado para generar una capa de martensita en la superficie de la barra y ver que efecto tenía ésta en la resistencia a la corrosión y de alguna manera poder compararlo con las varillas producidas por el proceso

Tempcore que son las que actualmente satisfacen el mercado de la industria de la construcción.

El tratamiento consistió en calentar las barras de acero a una temperatura de 920°C por 4 hrs y templados en agua, posteriormente se revinieron a 350°C por 2 hrs, obteniéndose una dureza de 50 Rockwell C aproximadamente.

En la figura 5.4 se muestra la microestructura superficial de la barra de acero V carburizada mientras que en la figura 5.5 se muestra el núcleo de la misma barra.

En la tabla 5.2 se muestran todos los tipos de acero que se sometieron a las pruebas electroquímicas para determinar su velocidad de corrosión.

Los dos aceros restantes (testigo) fueron barras proporcionadas por la empresa HYLSA, las cuales tiene las mismas dimensiones que los aceros experimentales y sin corrugado para mantener una igualdad superficial entre ellos. Cabe destacar también, que estos aceros son

los mismos que se utilizan para la fabricación de varillas que actualmente se emplean en la industria de la construcción.

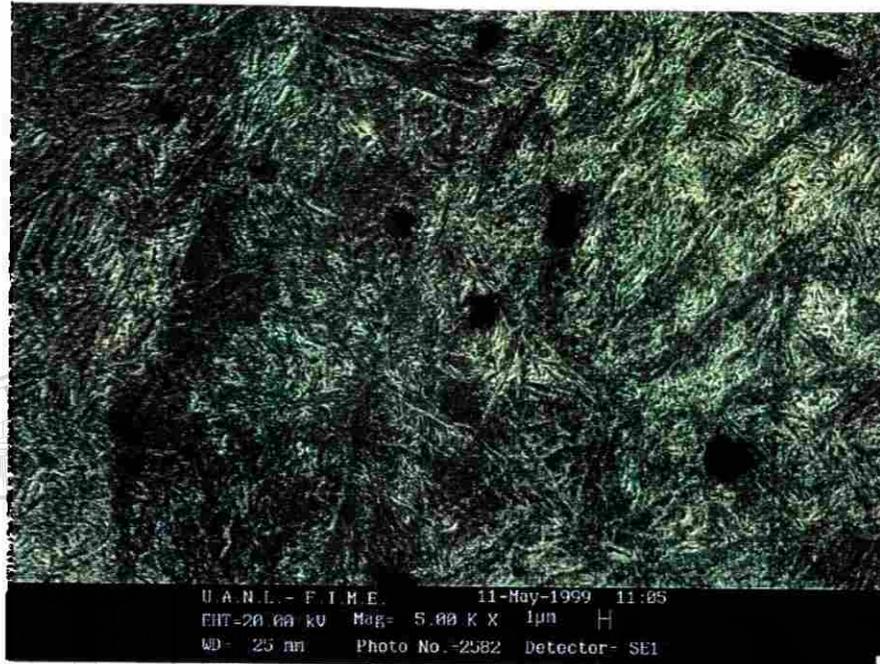


Figura 5.4. Superficie carburizada del acero V. 0.089%C;1.19%Mn;0.487%Si, los puntos oscuros indican zonas de inclusiones no metálicas. Ver anexo A.



Figura 5.5 Núcleo de la barra de acero V. 0.089%C;1.19%Mn;0.487%Si.

Tabla 5.2. Cantidad total de aceros que se utilizaron durante la experimentación para la obtención de las velocidades de corrosión.

Acero	%Mn	%Si	Temp. Tratamiento (°C)
Az1	1.92	0.686	742.2
Am1	0.438	0.462	755.6
B1	0.922	0.608	753.1
V1	1.19	0.487	747.7
Az	1.92	0.686	Aceros carburizados superficialmente a 950°C
Am	0.438	0.462	
B	0.922	0.608	
V	1.19	0.487	
T*	0.40-0.70	0.15-0.35	

*Acero testigo, utilizado para la fabricación de varillas para la industria de la construcción.

5.5 Microestructuras.

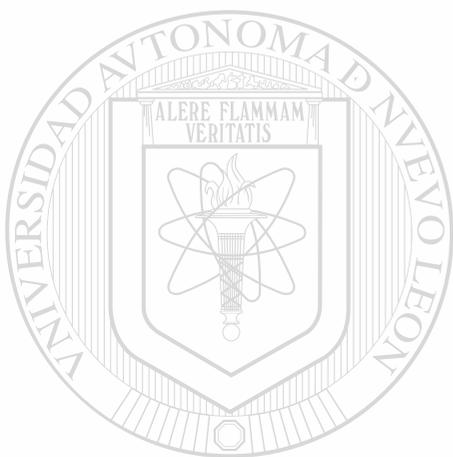
Se realizaron metalografías a los aceros que se listan en la tabla 5.2 con la finalidad de conocer su microestructura y de alguna manera poder establecer algún parámetro que correlacione la microestructura, composición química e impurezas del acero con su resistencia a la corrosión.

El procedimiento para la preparación de muestras para la realización de las metalografías, fue el siguiente:

- Se hicieron cortes transversales en las barras de acero para así obtener una muestra de tamaño adecuado para su preparación metalográfica. Para esto se utilizó una cortadora de disco abrasivo de carburo de silicio (SiC).
- Las muestras fueron montadas en baquelita.
- Las muestras fueron desbastadas utilizando lijas de SiC.
- Se procedió a pulir las muestras con paño de fieltro y alúmina de 1µm.

- Para el revelado de la microestructura, se efectuó un ataque químico con nital al 3%.
- Tanto la observación como la obtención de las imágenes se llevaron a cabo por medio de un microscopio óptico de platina invertida, instrumentado con un analizador de imágenes.

A continuación se muestran todas las microestructuras de los aceros que fueron sometidos a las pruebas electroquímicas:



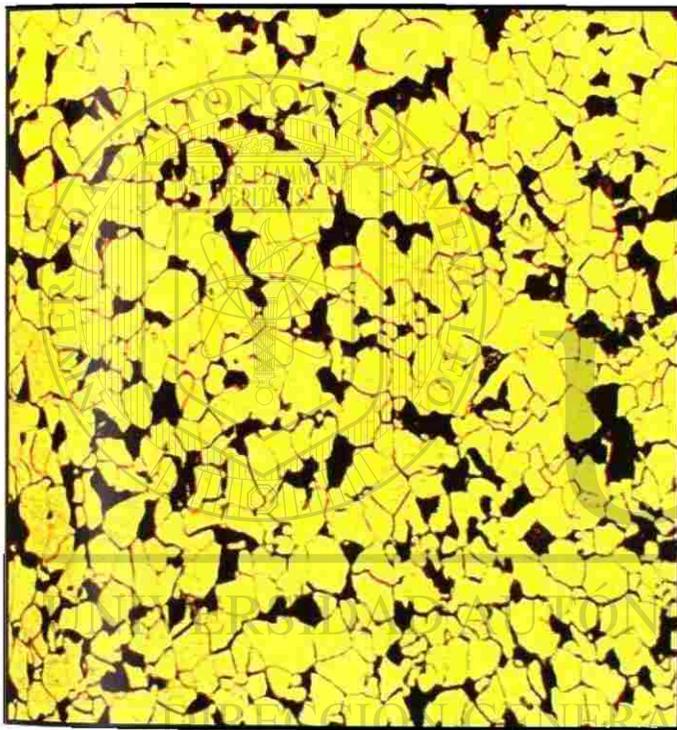
UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Acero Az



- % Fase Ferrita:
82.022%
- % 2da Fase: 17.978%
- Desviación estándar:
3.0530

Composición química:

- 0.103% C
- 1.92% Mn
- 0.686% Si

Condición:

- Rolado en caliente.

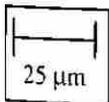
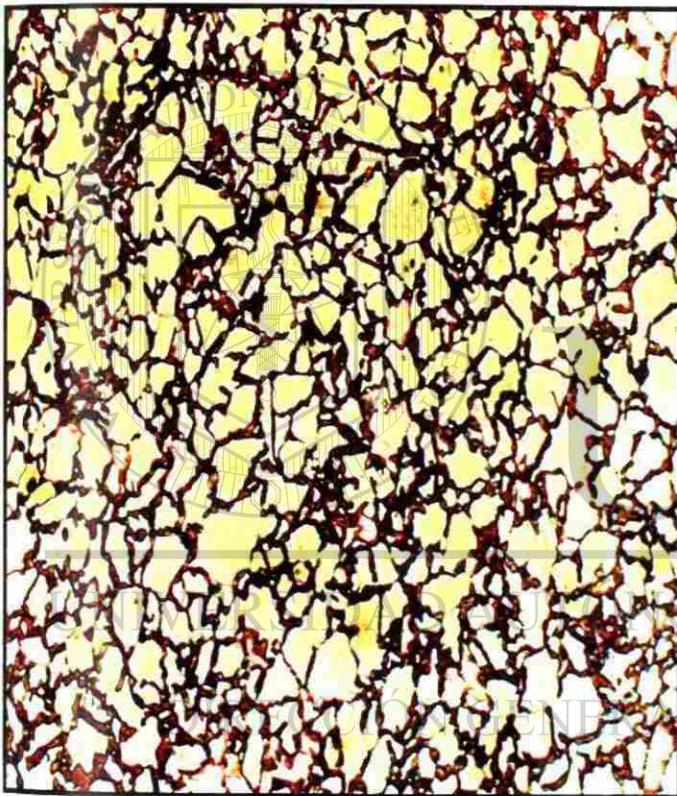


Figura 5.6. Microestructura de acero Az.

Acero Az1



- % Fase Ferrita: 55.66%
- % 2da Fase: 44.34%
- Desviación estándar: 4.7903

Composición química:

- 0.103% C
- 1.92% Mn
- 0.686% Si

Temperatura de tratamiento intercrítico:

- 742.2°C

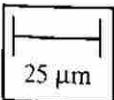
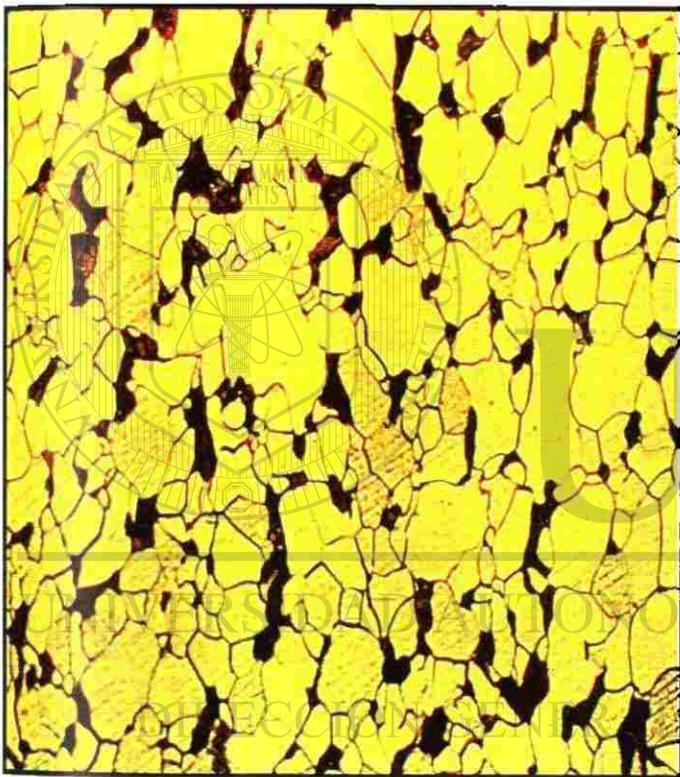


Figura 5.7. Microestructura de acero Az1.

Acero B



- % Fase Ferrita: 87.05%
- % 2da Fase: 12.965%
- Desviación estándar:
1.4576

Composición química:

- 0.108% C
- 0.922% Mn
- 0.608% Si

Condición:

- Rolado en caliente.

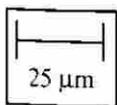
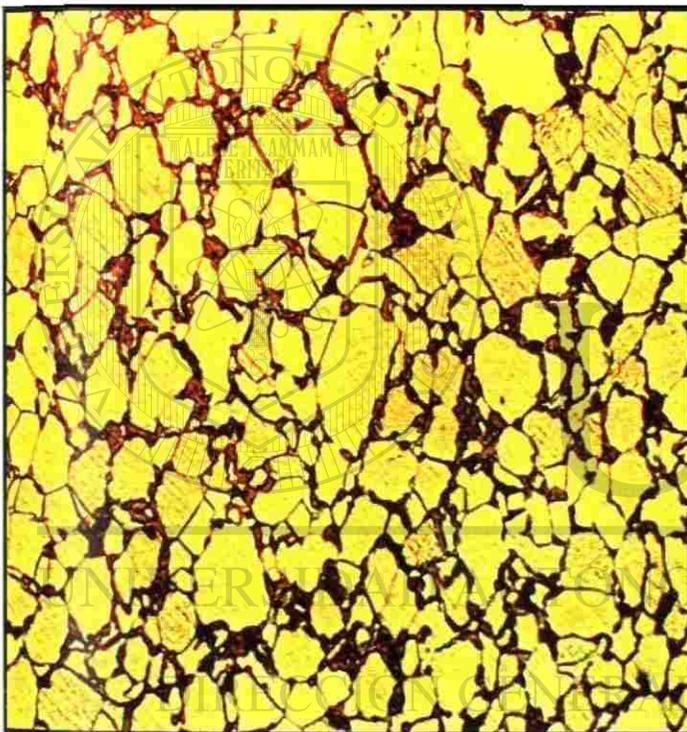


Figura 5.8. Microestructura de acero B.

Acero B1



- % Fase Ferrita:
72.845%
- % 2da Fase: 27.16%
- Desviación estándar:
6.5783

Composición química:

- 0.108% C
- 0.922% Mn
- 0.608% Si

Temperatura de tratamiento intercrítico:

- 753.1°C

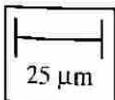
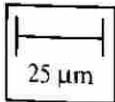
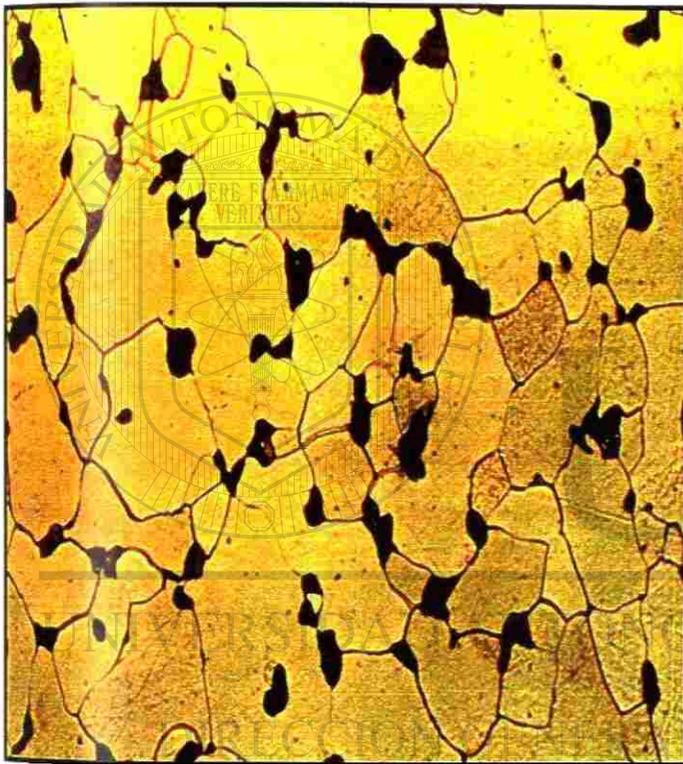


Figura 5.9. Microestructura de acero B1.

Acero Am



- % Fase Ferrita: 90.32%
- % 2da Fase: 9.68%
- Desviación estándar:
2.1647

Composición química:

- 0.115% C
- 0.438% Mn
- 0.462% Si

Condición:

- Rolado en caliente.

Figura 5.10. Microestructura de acero Am.

Acero Am1



- % Fase Ferrita:
83.91%
- % 2da Fase: 16.09%
- Desviación estándar:
3.3800

Composición química:

- 0.115% C
- 0.438% Mn
- 0.462% Si

Temperatura de tratamiento intercrítico:

- 755.6°C

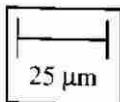
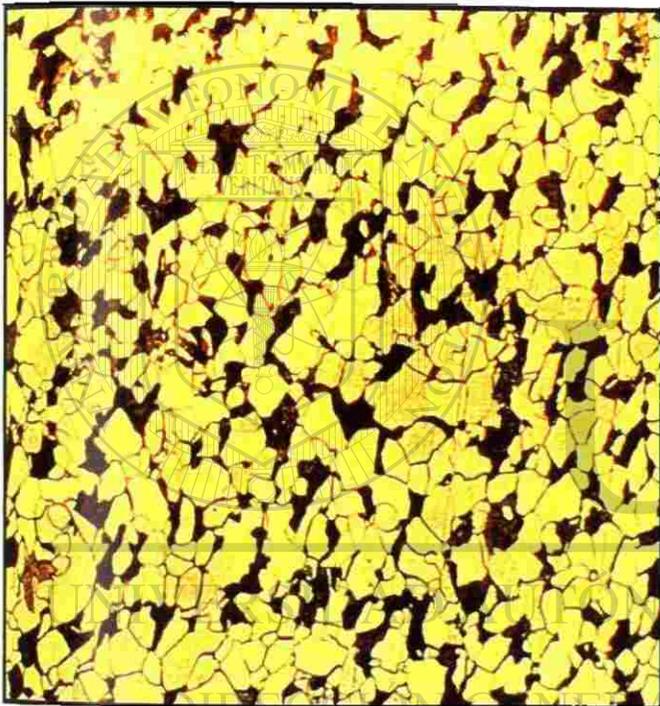


Figura 5.11. Microestructura de acero Am1.

Acero V



- % Fase Ferrita: 74.8%
- % 2da Fase: 25.2%
- Desviación estándar: 4.0819

Composición química:

- 0.0891% C
- 1.19% Mn
- 0.487% Si

Condición:

- Rolado en caliente.



Figura 5.12. Microestructura de acero V.

Acero V1



- % Fase Ferrita:
67.765%
- % 2da Fase:
32.235%
- Desviación estándar:
4.3279

Composición química:

- 0.0891% C
- 1.19% Mn
- 0.487% Si

**Temperatura de
tratamiento
intercrítico:**

- 747.7°C

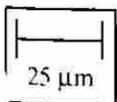
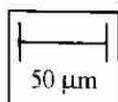
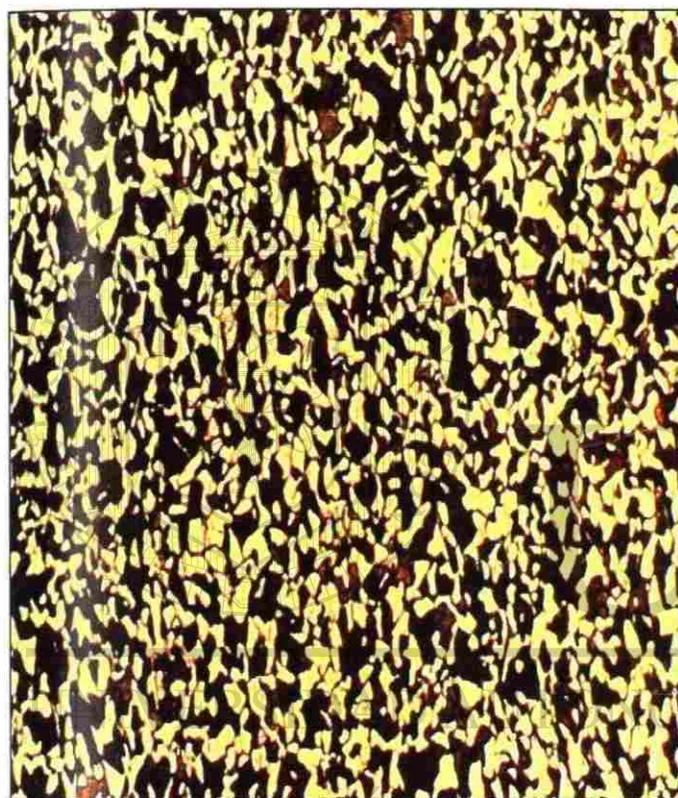


Figura 5.13. Microestructura de acero V1.

Acero T

**Composición química:**

- 0.35-0.39% C
- 0.40-0.70% Mn
- 0.15-0.35% Si

Condición:

- Rolado en caliente.

Figura 5.14. Microestructura de acero T.

Acero T

**Composición química:**

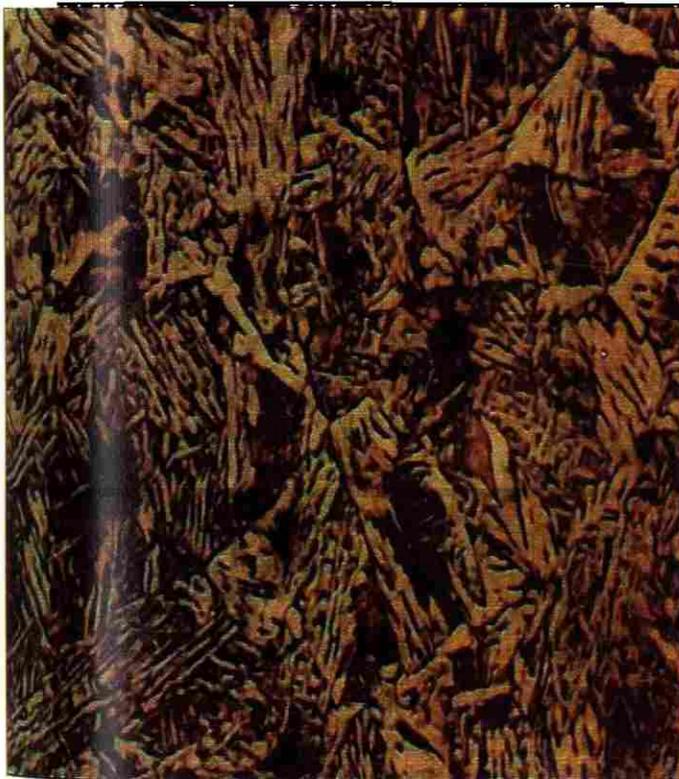
- 0.35-0.39% C
- 0.40-0.70% Mn
- 0.15-0.35% Si

Condición:

- Rolado en caliente.

Figura 5.15. Microestructura de acero T.

Acero B



25 μm

Composición química:

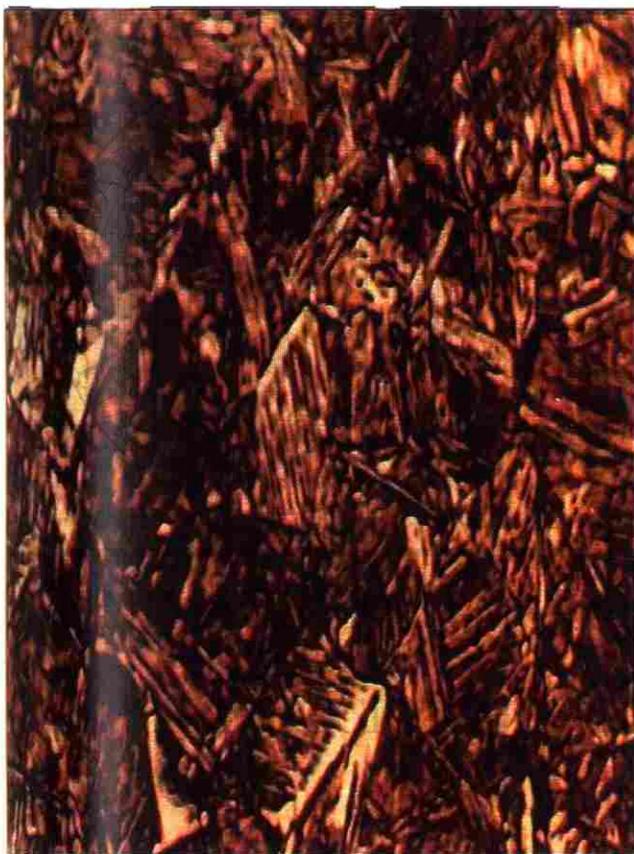
- 0.108% C
- 0.922% Mn
- 0.608% Si

Condición:

- Templado a 920°C por 4 hrs.
- Revenido a 350°C por 2 hrs.

Figura 5.16. Microestructura de acero B carburizado superficialmente. Templado y revenido.

Acero Az

**Composición química:**

- 0.103% C
- 1.92% Mn
- 0.686% Si

Condición:

- Templado a 920°C por 4 hrs.
- Revenido a 350°C por 2 hrs.

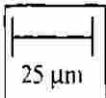
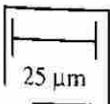
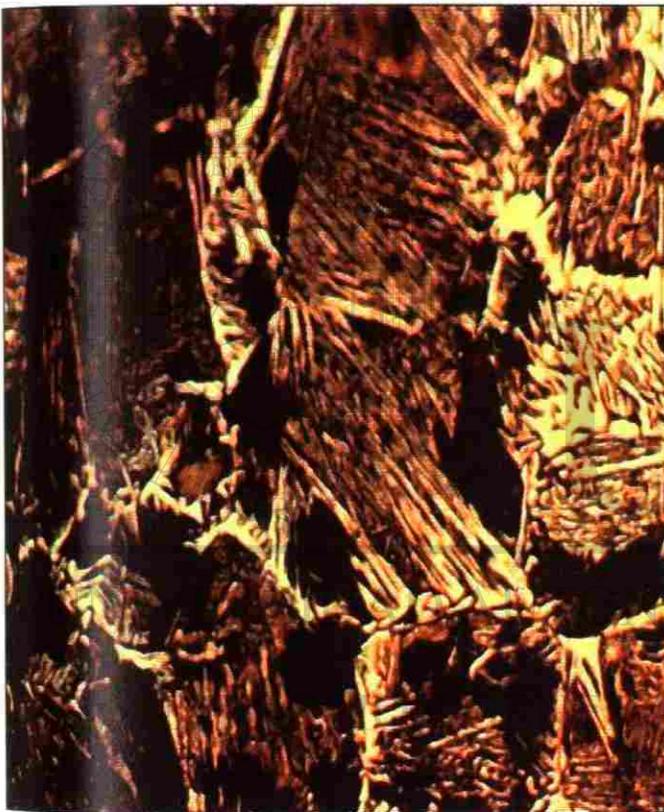


Figura 5.19. Microestructura de acero Az carburizado superficialmente. Templado y revenido.

Acero Am



Composición química:

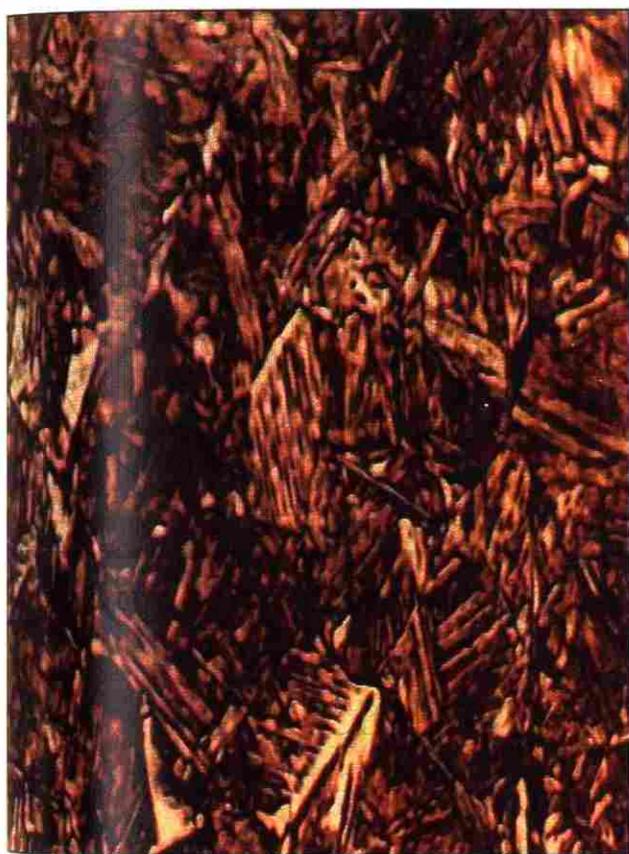
- 0.103% C
- 1.92% Mn
- 0.686% Si

•Condición:

- Templado a 920°C por 4 hrs.
- Revenido a 350°C por 2 hrs.

Figura 5.18. Microestructura de acero Am carburizado superficialmente. Templado y revenido.

Acero Az

**Composición química:**

- 0.103% C
- 1.92% Mn
- 0.686% Si

Condición:

- Templado a 920°C por 4 hrs.
- Revenido a 350°C por 2 hrs.

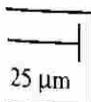


Figura 5.19. Microestructura de acero Az carburizado superficialmente. Templado y revenido.

5.6 Registro del E_{corr}

El E_{corr} del refuerzo es la diferencia de potencial eléctrico que puede medirse con el voltímetro entre el refuerzo embebido (acero) en el mortero o concreto y un electrodo de referencia situado sobre su superficie y perpendicular a la barra de acero. Figura 5.20.

Los registro de E_{corr} durante el primer mes de haber sido desmoldadas las probetas, se tomaron diariamente, posteriormente a medida que pasaba el tiempo la frecuencia de registro disminuyó hasta hacer una toma de datos cada 3 días durante 9 meses para los aceros Az1, Am1, B1 y V1, y durante 6 meses para aquellos que fueron carburizados así como para los testigo.

El equipo utilizado para el registro del E_{corr} fue un potencióstato/galvanostato PG-5EV marca VIMAR y un electrodo de referencia de Hg/HgCl_2 (calomel) saturado. En la figura 5.20 se muestra esquemáticamente la forma de obtener el registro de E_{corr} ⁽⁴⁸⁾.

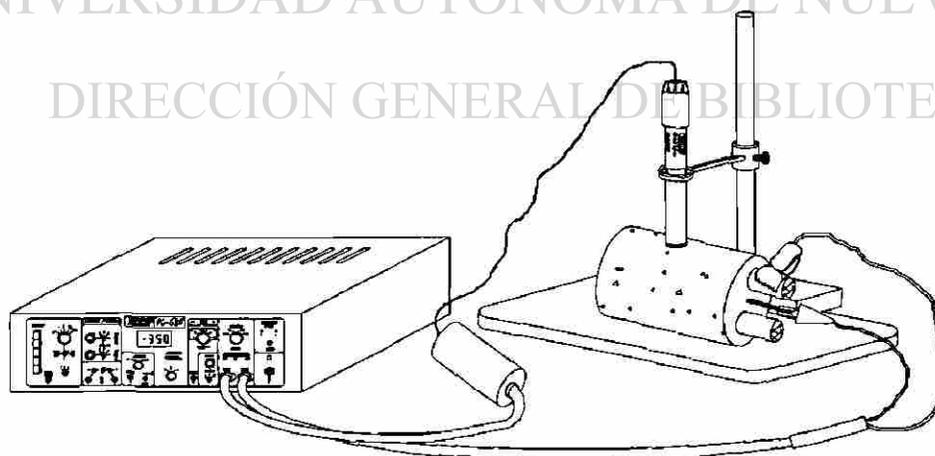


Figura 5.20. Representación esquemática para la obtención del E_{corr} según la norma ASTM G-876-91.

5.7 Medición de la velocidad de corrosión.

Para la medición de la velocidad de corrosión se utilizó el método de Resistencia de Polarización (R_p) desarrollado por Stern y Geary⁽⁴⁹⁾ en 1957 cuya ecuación en su forma más simple es la siguiente:

$$i_{corr} = B \frac{\Delta I}{\Delta E} = \frac{B}{R_p} \dots (5.1)$$

Para conocer esta R_p fue necesario polarizar al acero a través de aplicar el método electroquímico de ciclovoltametría⁽⁵⁰⁾ que consiste en aplicar al electrodo de trabajo, a partir del E_{corr} , una rampa triangular de potencial a cierta velocidad de barrido para obtener una respuesta en corriente (ΔI) y en potencial (ΔE) y aplicar la ecuación (5.1) para obtener la velocidad de corrosión (i_{corr}). Ver figura 5.21.

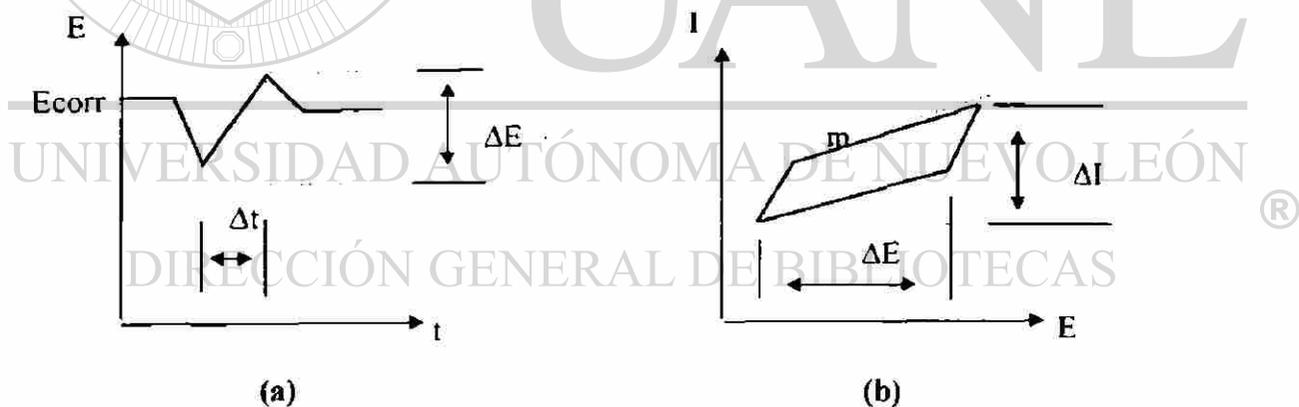
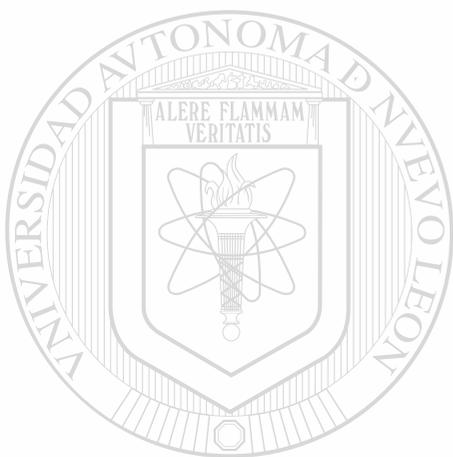


Figura 5.21 Representación esquemática a).- de una rampa de potencial (barrido) y b).- de su respuesta (ciclo).

donde m es la pendiente que resulta del ciclo como respuesta al impulso triangular de potencial, esta m es la resistencia de polarización (R_p).

De la ecuación (5.1), B es la constante que varía de 0.013 a 0.052V, por lo general se toma un valor promedio de 0.026V. Stern-Geary⁽⁴⁹⁾ determinan esta B a partir de las pendientes de Tafel que resultan de la polarización anódica y catódica en las curvas de polarización⁽²⁾.

La velocidad de barrido utilizada durante las pruebas electroquímicas fue de 50 mV/seg con un ΔE de 100 mV siendo estos valores las condiciones óptimas de experimentación para obtener una ciclovoltametría V-I simétrica para la obtención de la Rp.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

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).

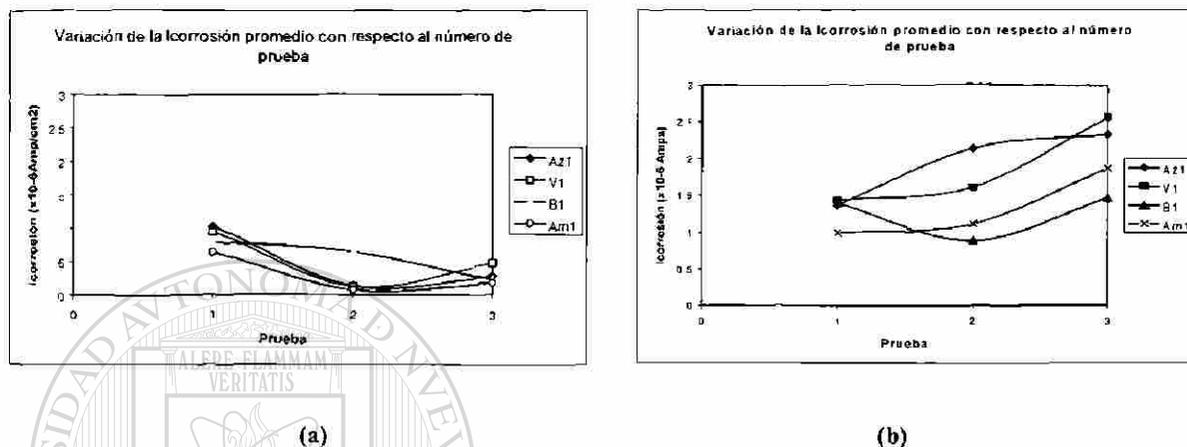


Figura 6.1. Gráficas donde se muestra la variación de la i_{corr} con respecto al número de pruebas realizadas para las diferentes soluciones. a).-Solución de $\text{Ca}(\text{OH})_2$; b).-Solución de $\text{Ca}(\text{OH})_2 + \text{NaCl}$.

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.

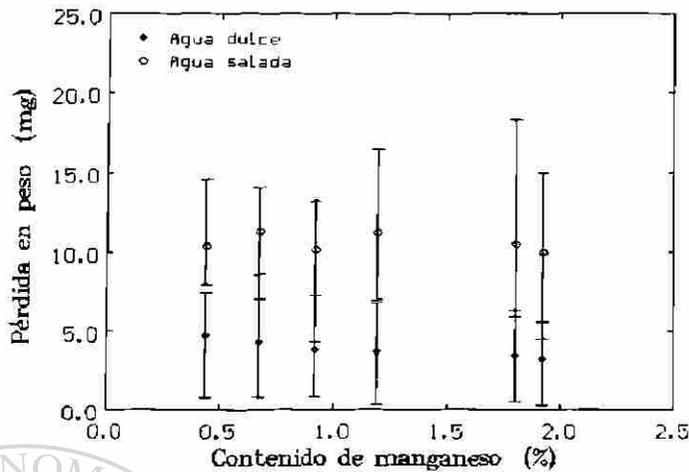


Figura 6.2. Gráfica de la pérdida en peso contra contenido de Mn para todos los tipos de acero que se sometieron a las pruebas de corrosión acelerada.

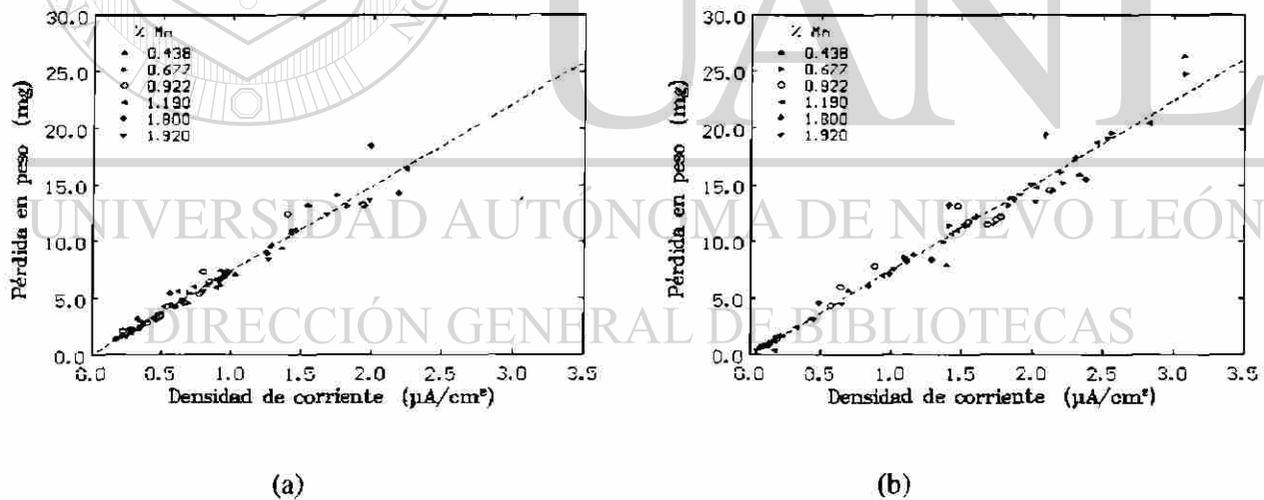


Figura 6.3. Gráfica donde se muestra la proporcionalidad de la pérdida de peso con respecto a la densidad de corriente para todos los aceros que fueron sometidos a las pruebas aceleradas de corrosión, (a) solución de $\text{Ca}(\text{OH})_2$ y (b) solución de $\text{Ca}(\text{OH})_2 + \text{NaCl}$.

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.

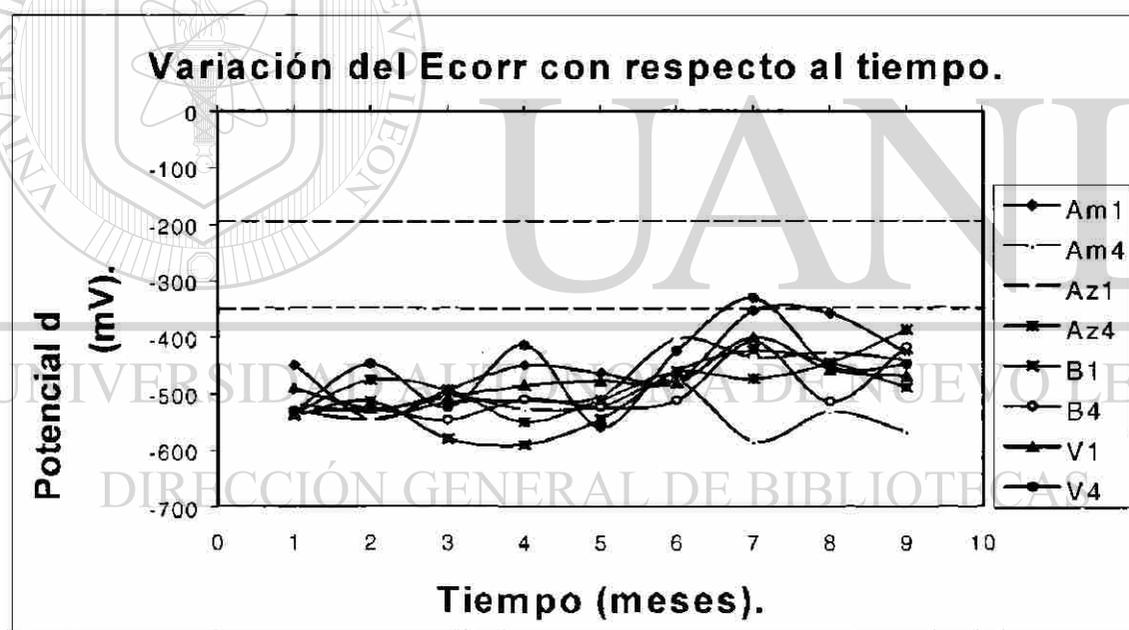


Figura 6.4 Gráfica del E_{corr} con respecto al tiempo. Todos los morteros tienen un 3% de adición de cloruros.

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

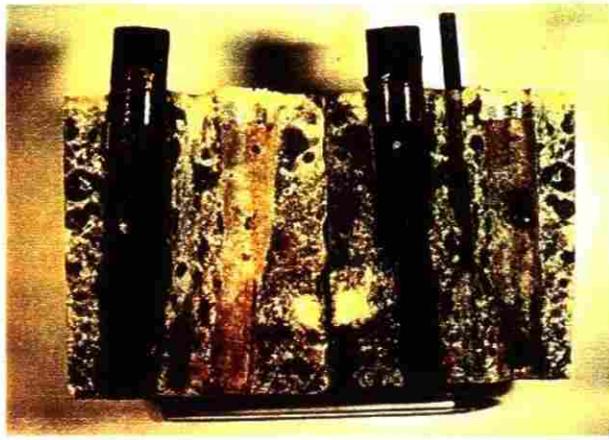


Figura 6.5. Mortero con acero Am1. Obsérvese las manchas en donde el acero estuvo en contacto con el mortero.

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.

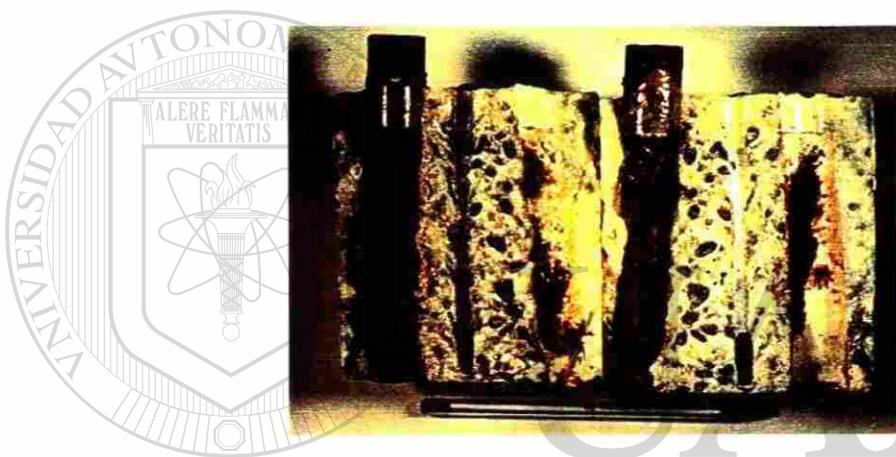


Figura 6.7 Mortero con acero Az4.



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.

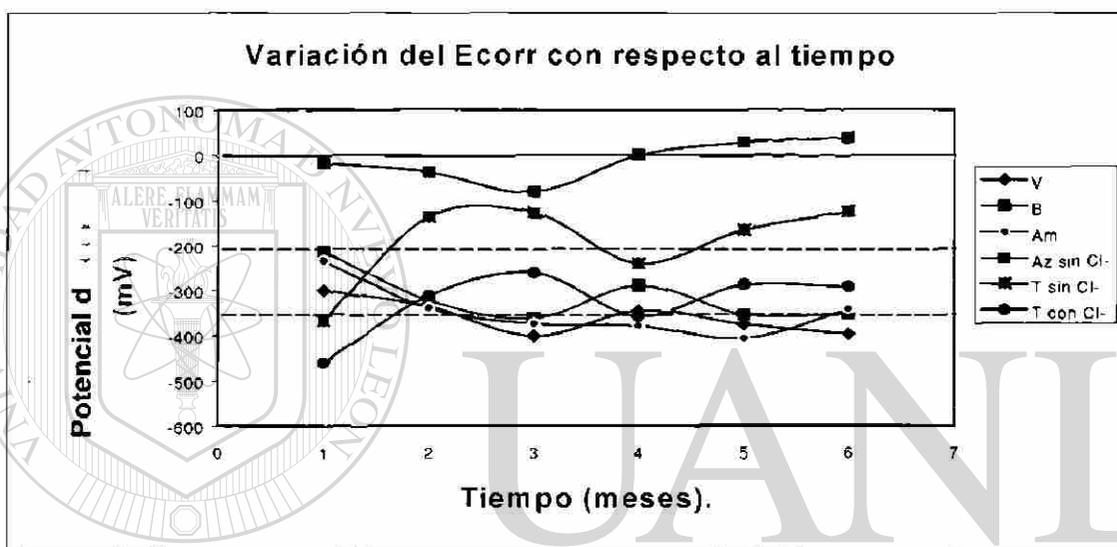


Figura 6.9 Variación del E_{corr} con respecto al tiempo para los aceros testigo así como para los aceros tratados superficialmente. El contenido de cloruros es del 3%.

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.

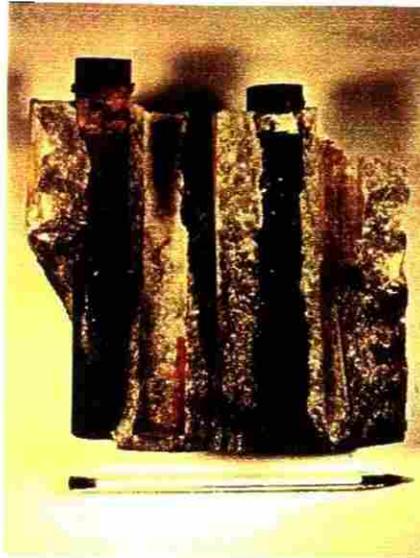


Figura 6.10. Mortero con acero Az tratado superficialmente sin adición de cloruros. Obsérvese como no existen manchas (productos de corrosión) en las paredes del mortero que estuvieron en contacto con el metal.

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.

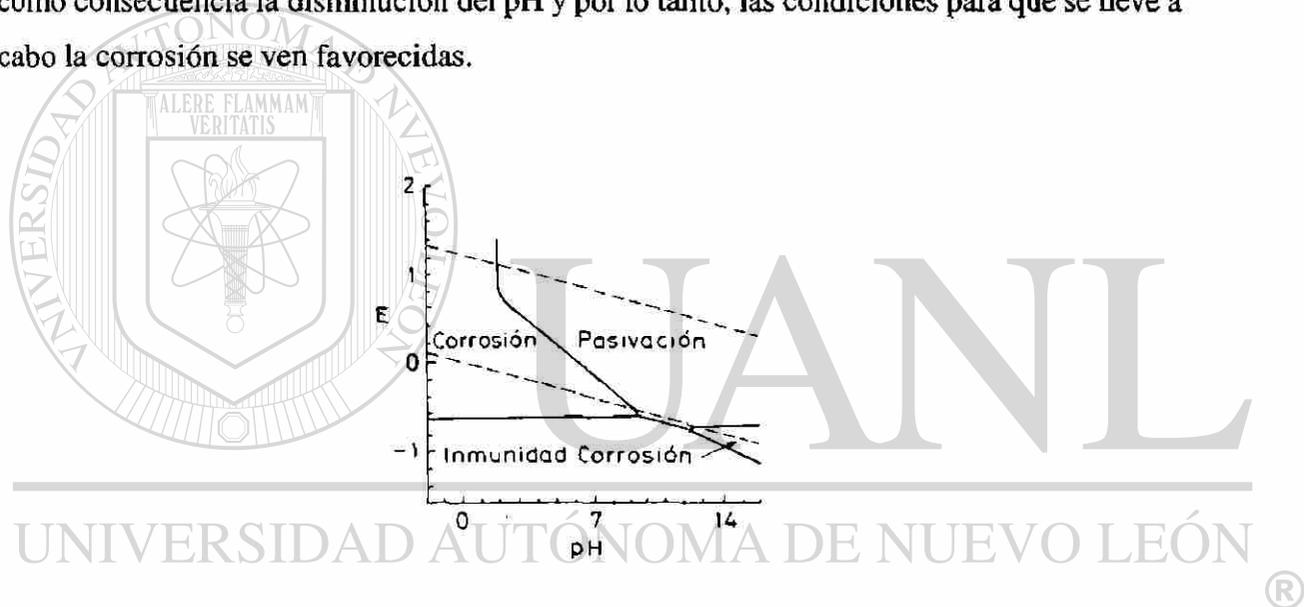


Figura 6.12. Versión simplificada del diagrama de Pourbaix para el hierro a 25°C.

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.

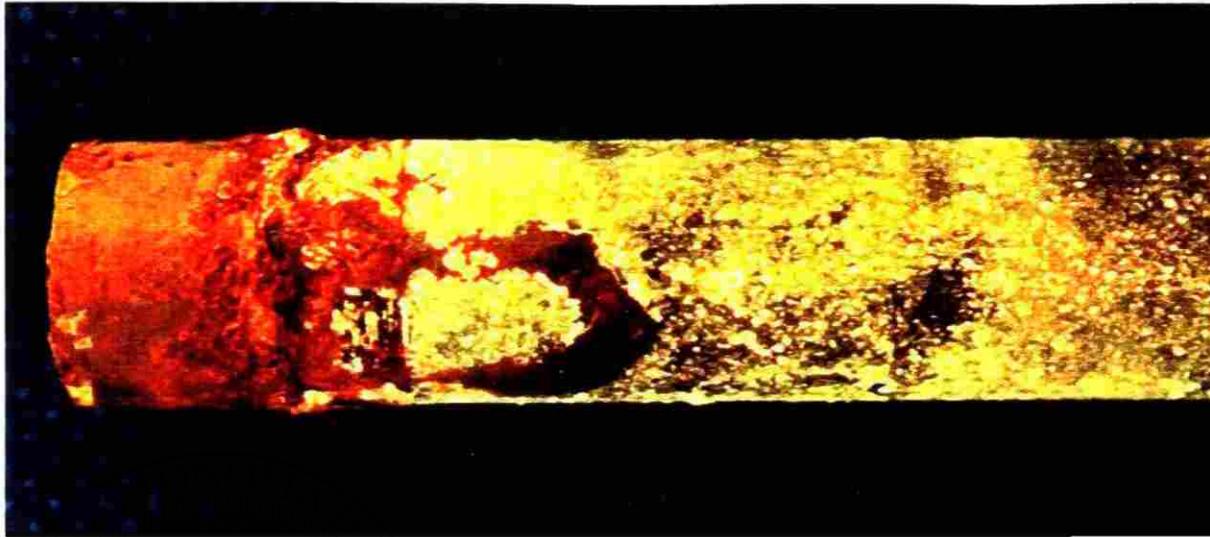


Figura 6.13. Acero Am tratado superficialmente donde se muestra el ataque localizado por cloruros.

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 ciclovoltametría. 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.

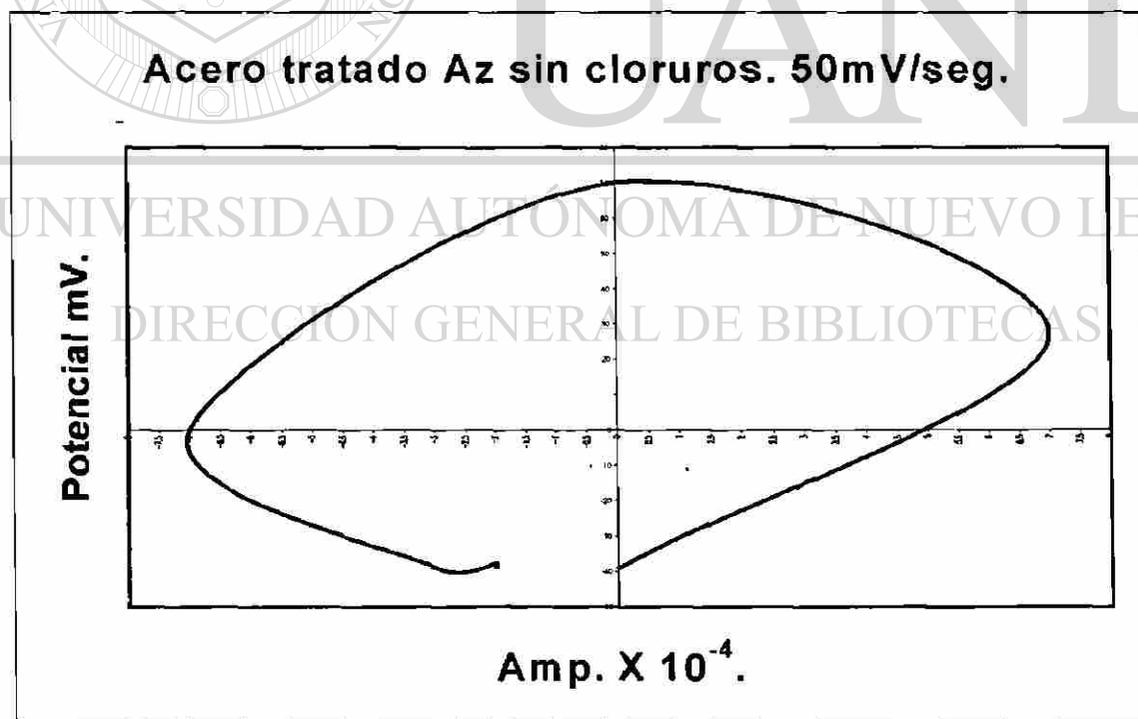
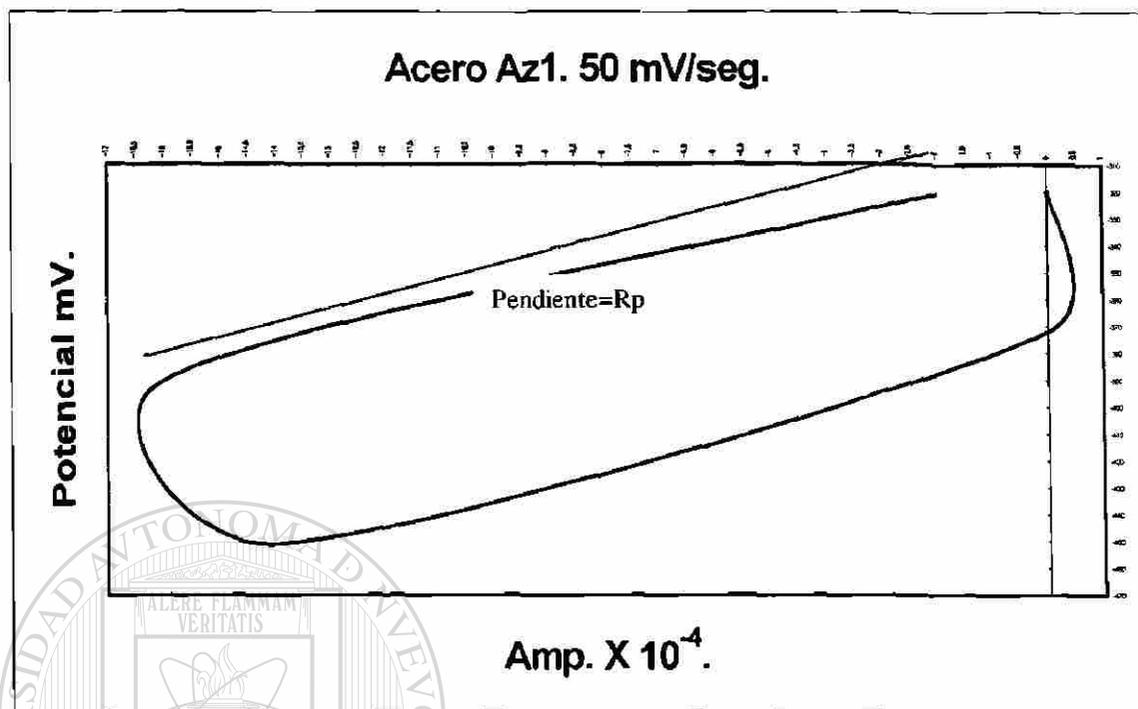
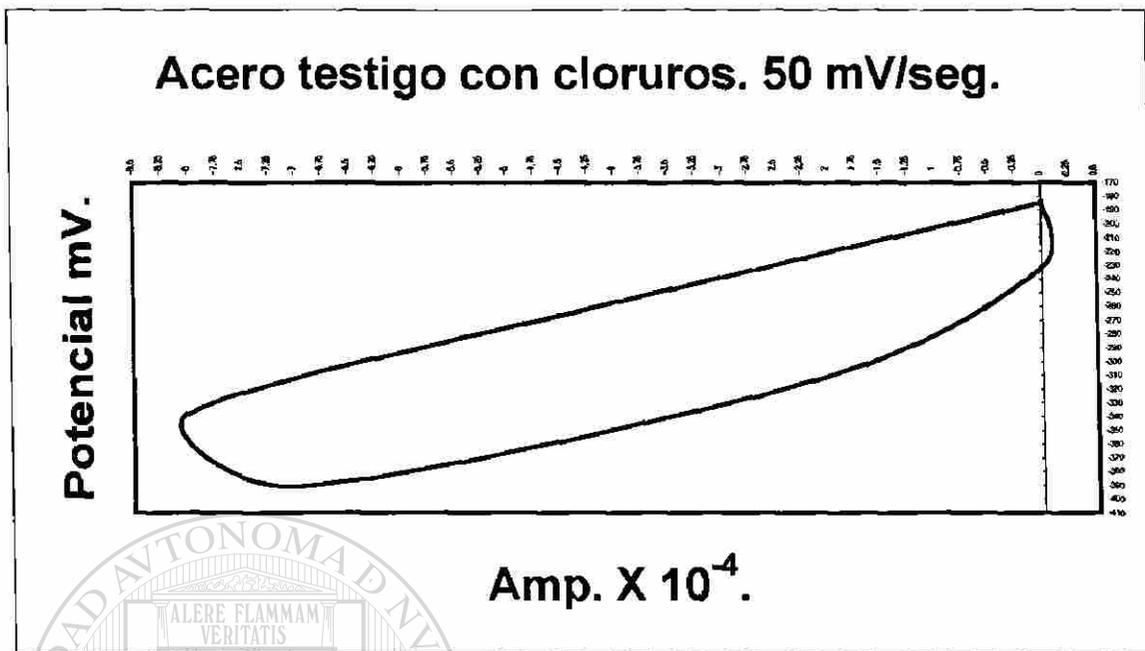
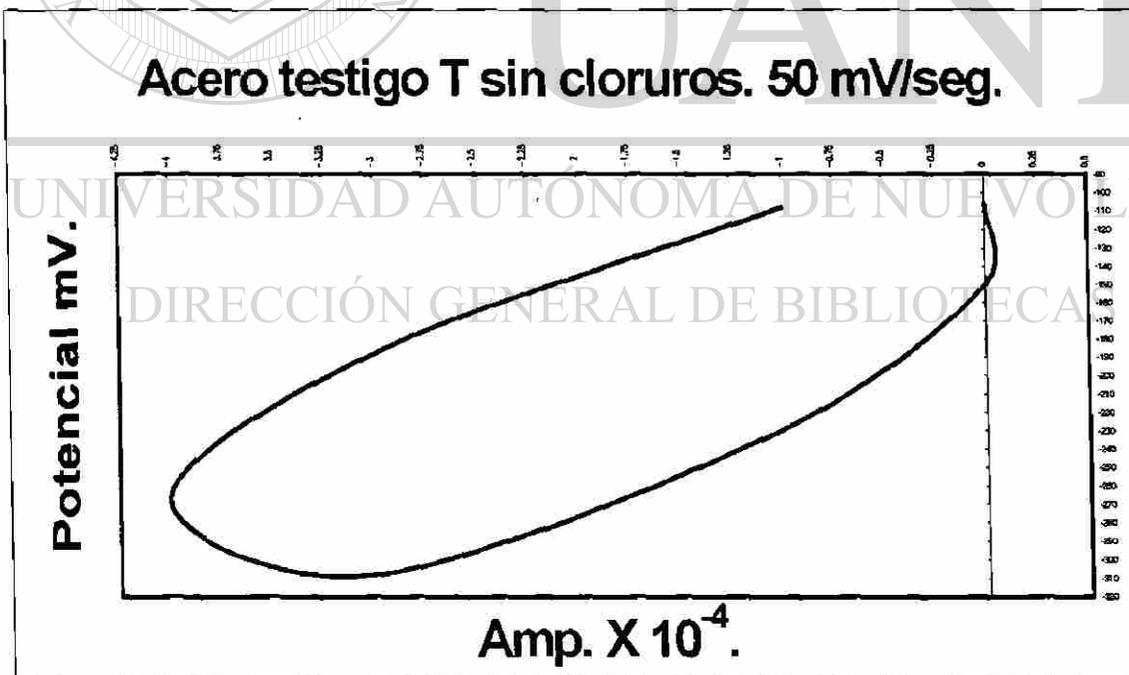


Figura 6.14. Respuesta del acero embebido en mortero a la ciclo voltametría. a).- Para acero Az1 con 3% de Cl⁻ ; b).- Para acero Az sin adición de Cl⁻.

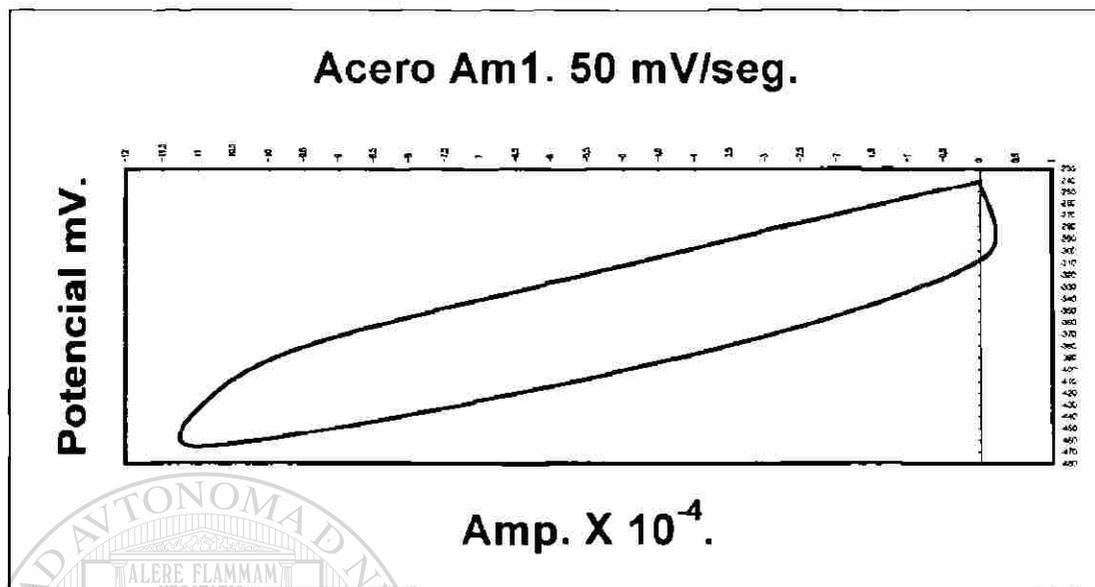


(a)

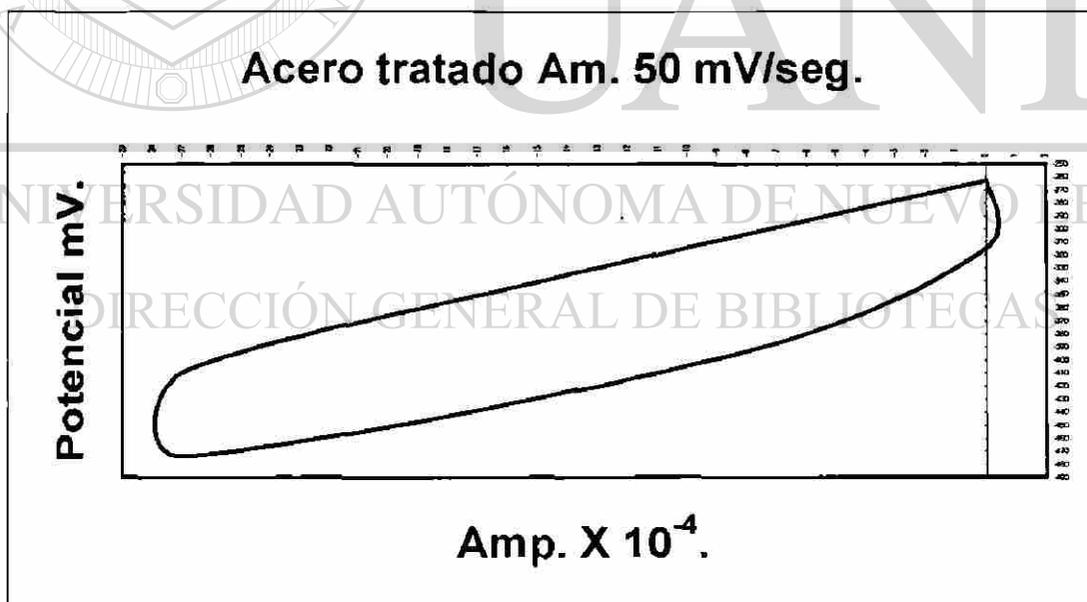


(b)

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⁻.

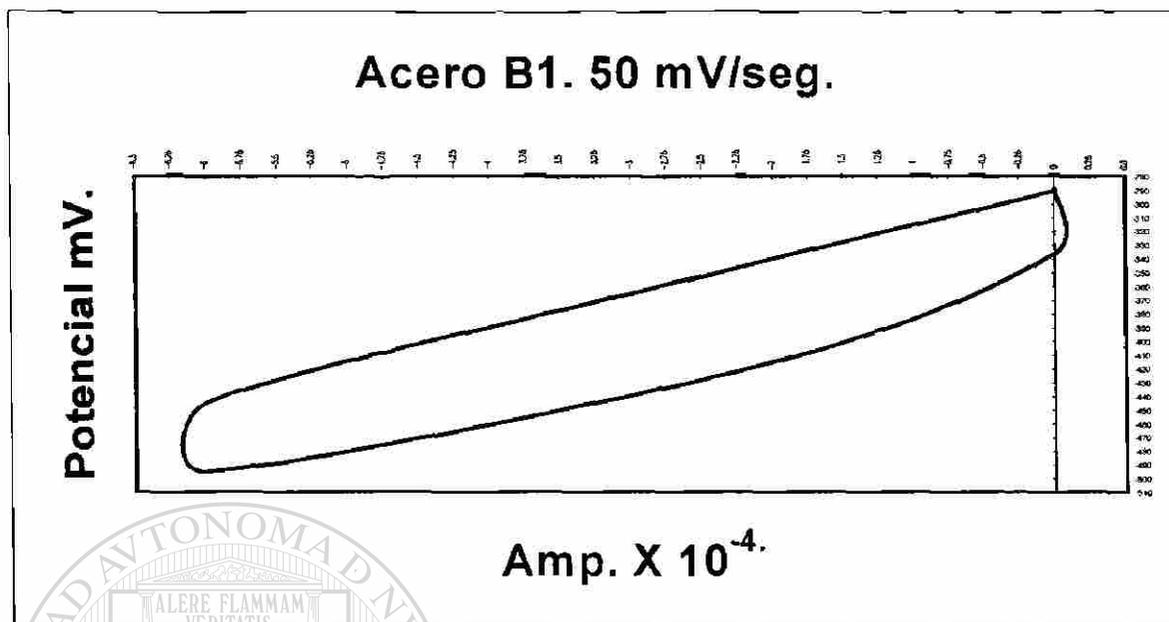


(a)

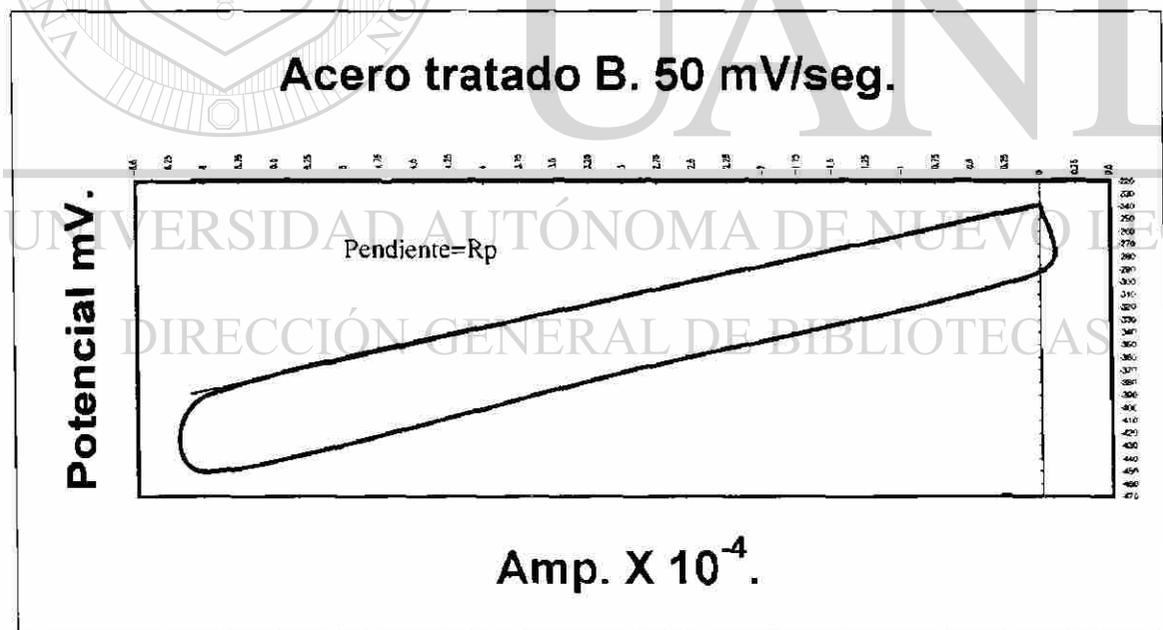


(b)

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

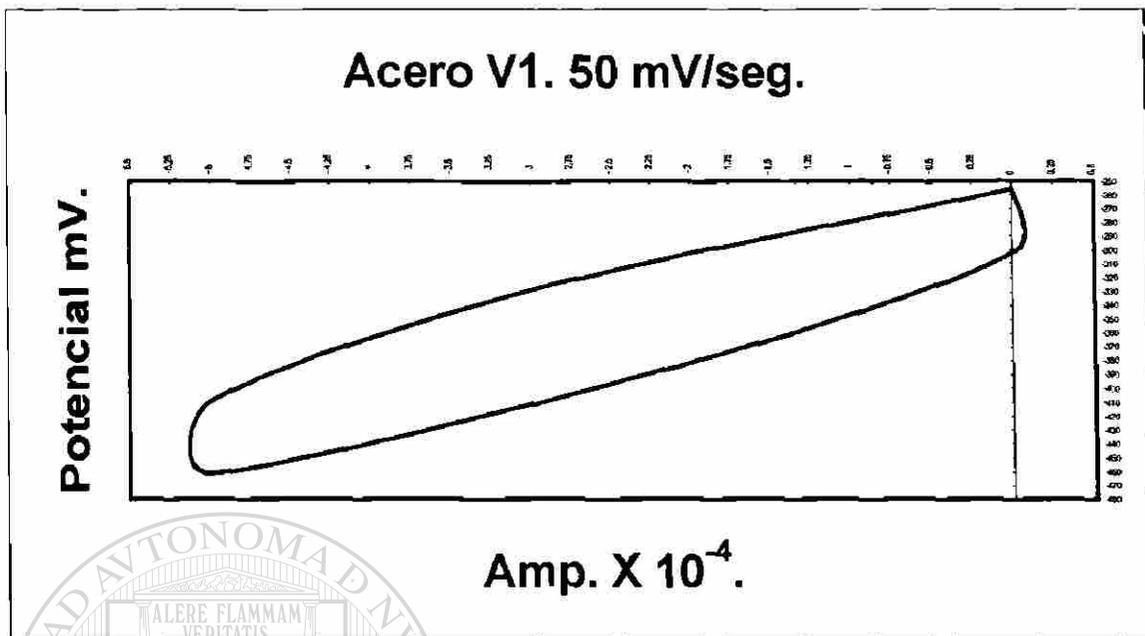


(a)

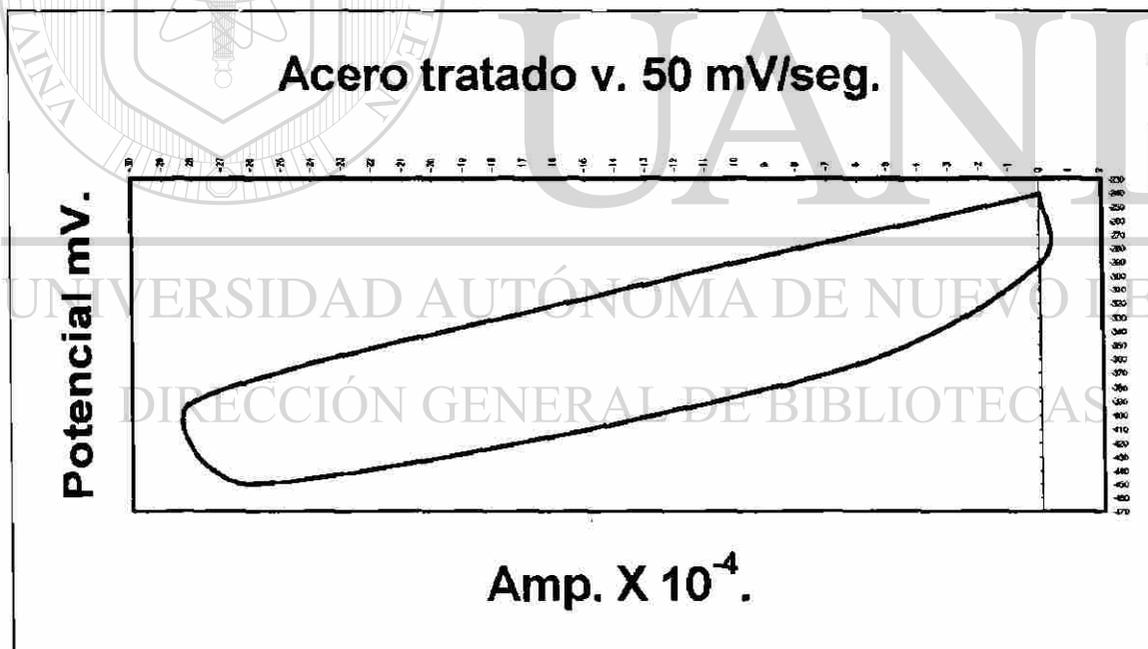


(b)

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.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



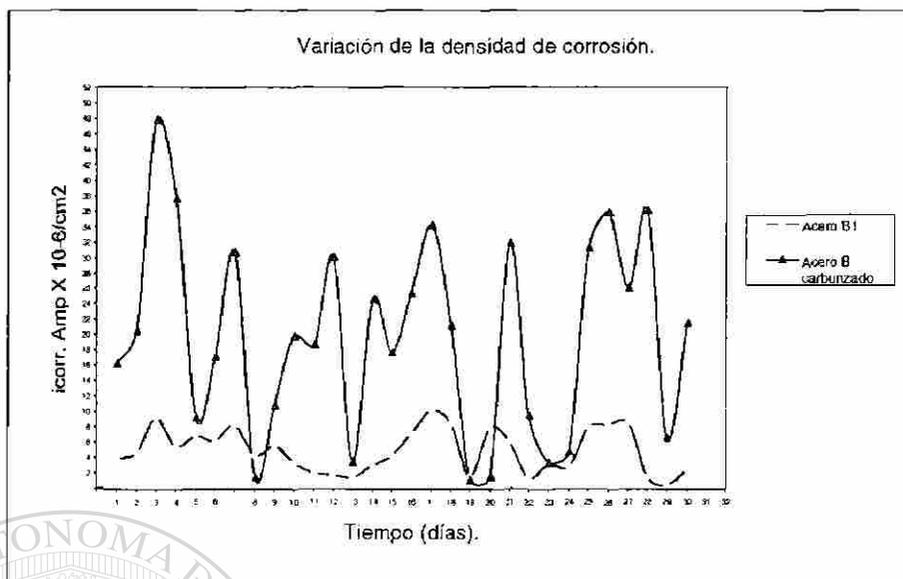


Figura 6.19. Variación de la densidad de corrosión (i_{corr}) con respecto al tiempo para el acero B y B1 con adición del 3% de Cl⁻.

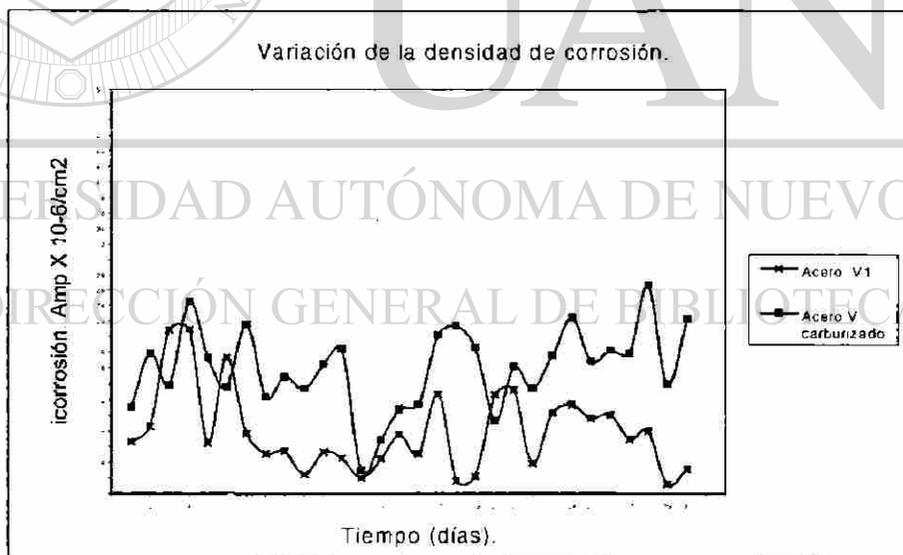


Figura 6.20. Variación de la densidad de corrosión (i_{corr}) con respecto al tiempo para el acero V1 y V con adición del 3% de Cl⁻.

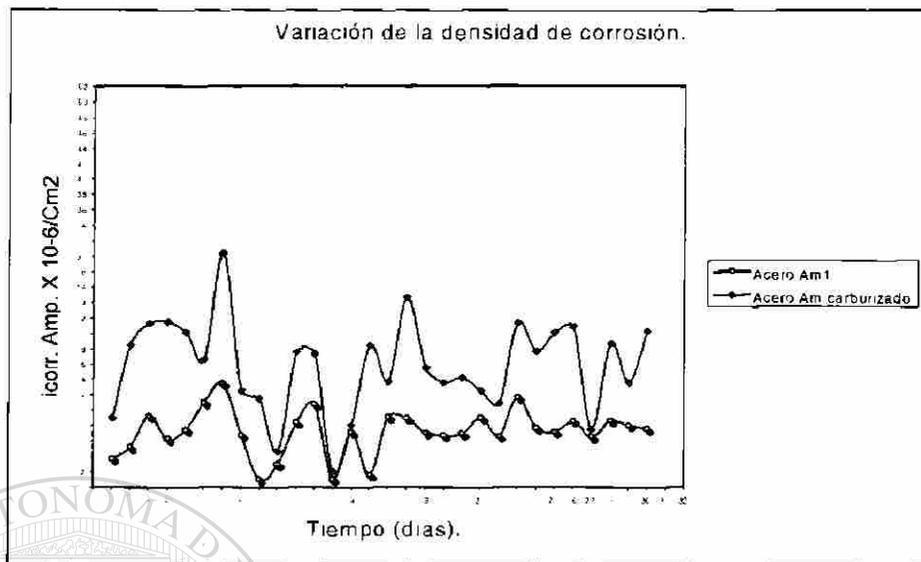


Figura 6.21. Variación de la densidad de corrosión (i_{corr}) con respecto al tiempo para el acero Am y Am1 con adición del 3% de Cl.

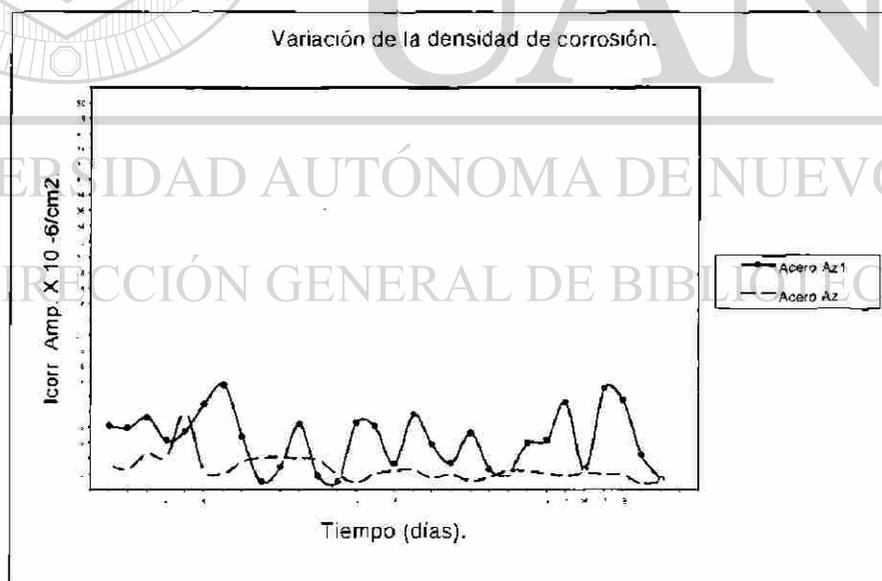


Figura 6.22. Variación de la densidad de corrosión (i_{corr}) para el acero Az1 con 3% de adición de Cl. y para el acero Az sin adición de Cl.

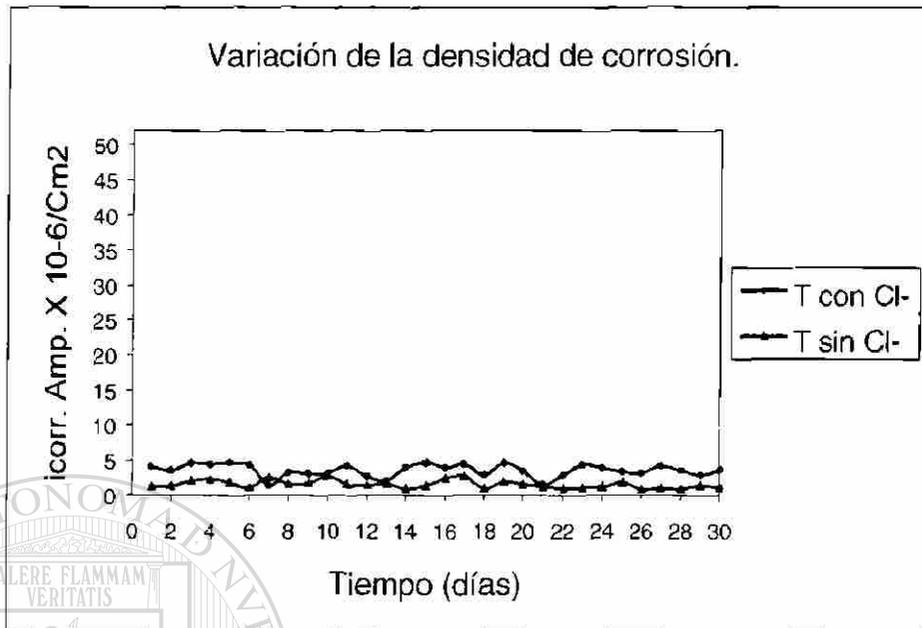


Figura 6.23. Variación de la densidad de corrosión (i_{corr}) con respecto al tiempo para los aceros Testigo con adición de Cl⁻ al 3% y sin adición de Cl⁻.

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.

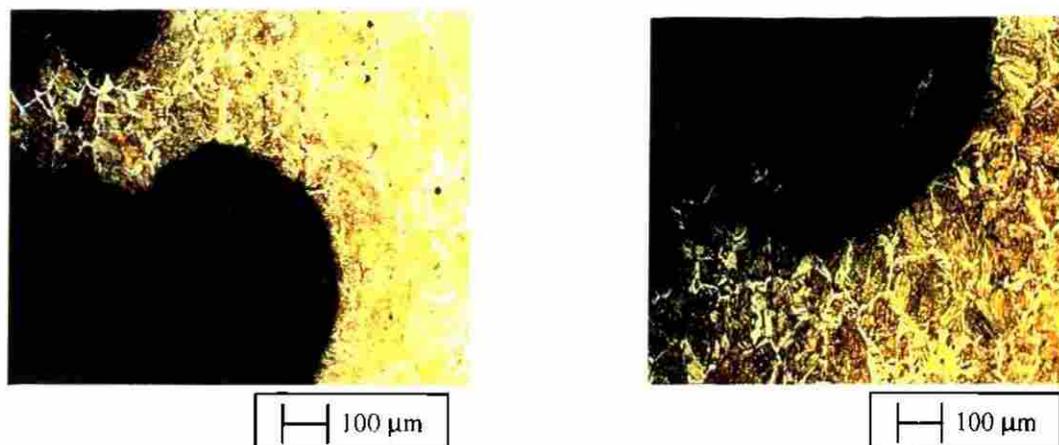


Figura 6.25. Microestructura del acero B carburizado donde se muestra una geometría circunferencial típica del ataque por picadura debido a los cloruros.

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.

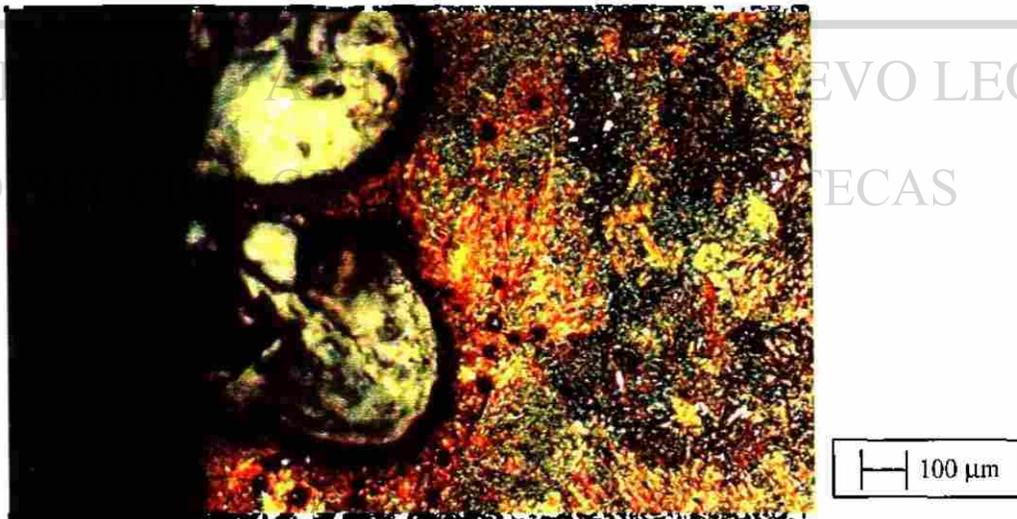


Figura 6.27. Microestructura superficial del acero V carburizado que muestra un ataque severo por picaduras. Obsérvese que éstas se desarrollan en zonas con alto contenido de inclusiones (puntos oscuros alrededor de la picadura).

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.

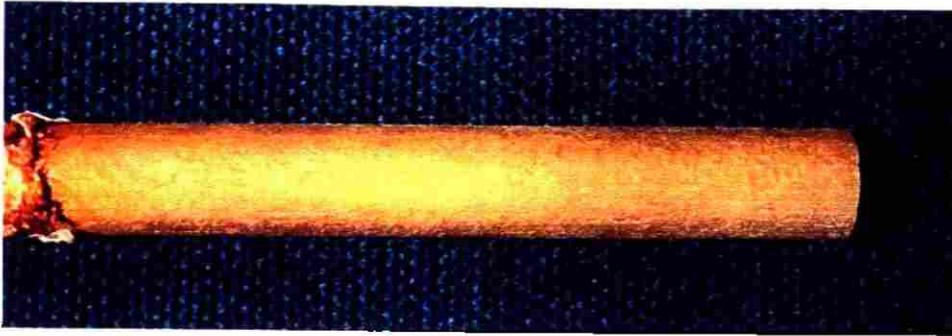


Figura 6.31. Acero T sin adición de cloruros. La superficie está libre de deterioro localizado debido a la ausencia de Cl⁻.

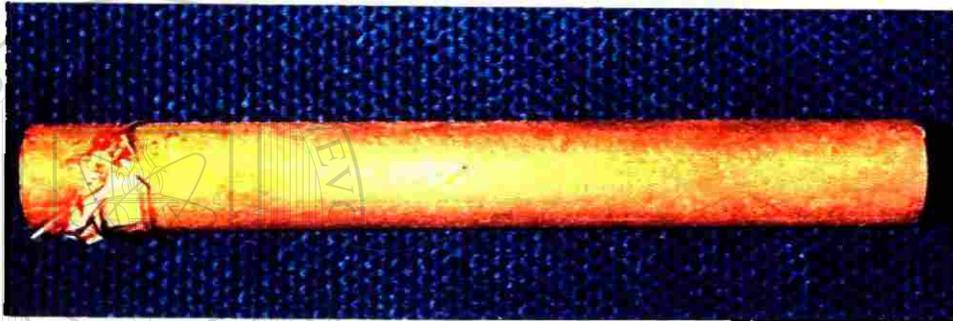


Figura 6.32. Acero T con adición de cloruros. Las picaduras son debidas a las irregularidades superficiales generadas durante la laminación de la barra de acero.

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.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Lista de Figuras

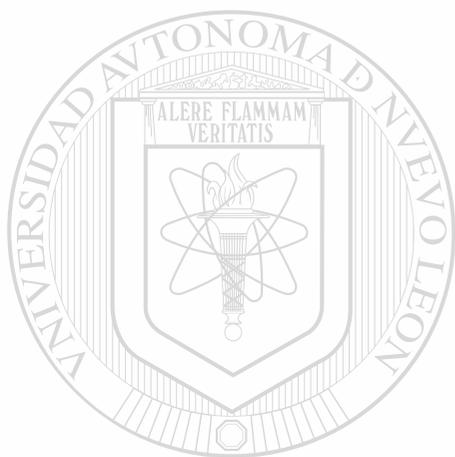
Figura	Descripción	Página
1.1	El coliseo romano.	1
1.2	Puente Golden Gate en la bahía de San Francisco.	2
1.3	Plataforma petrolera estática.	3
1.4	Dique para la prevención de los desbordes de los ríos.	3
2.1	Variación de la resistencia a la compresión con respecto al tiempo de curado para morteros 1:3 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



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Lista de Tablas

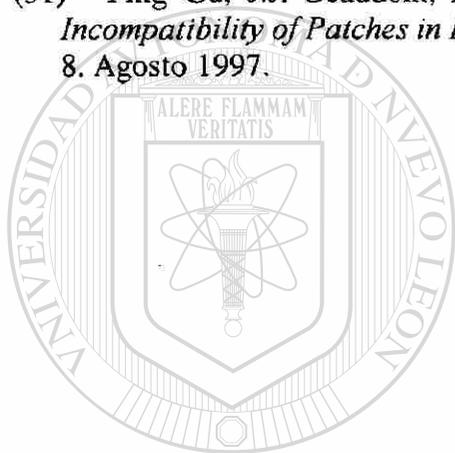
Figura	Descripción	Página
2.1	Constituyentes principales y composición típica del cemento Portland tipo I.	6
2.2	Composición típica calculada y rapidez relativa de endurecimiento de los cementos comerciales de E.U.A.	8
2.3	Productos de hidratación del cemento Portland.	10
2.4	Calores de hidratación del 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. I, 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 Committee 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.

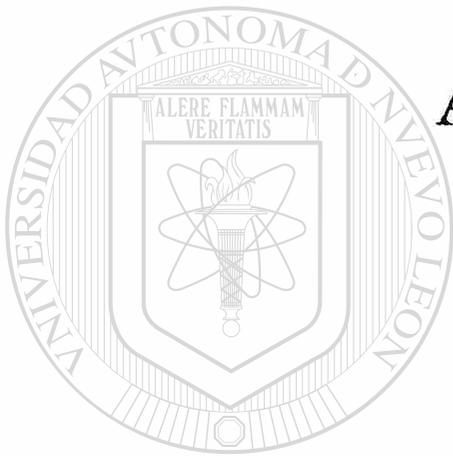


UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

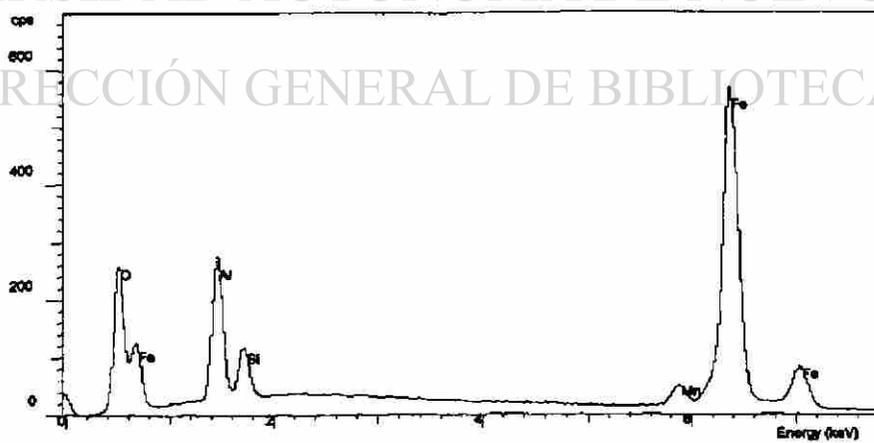
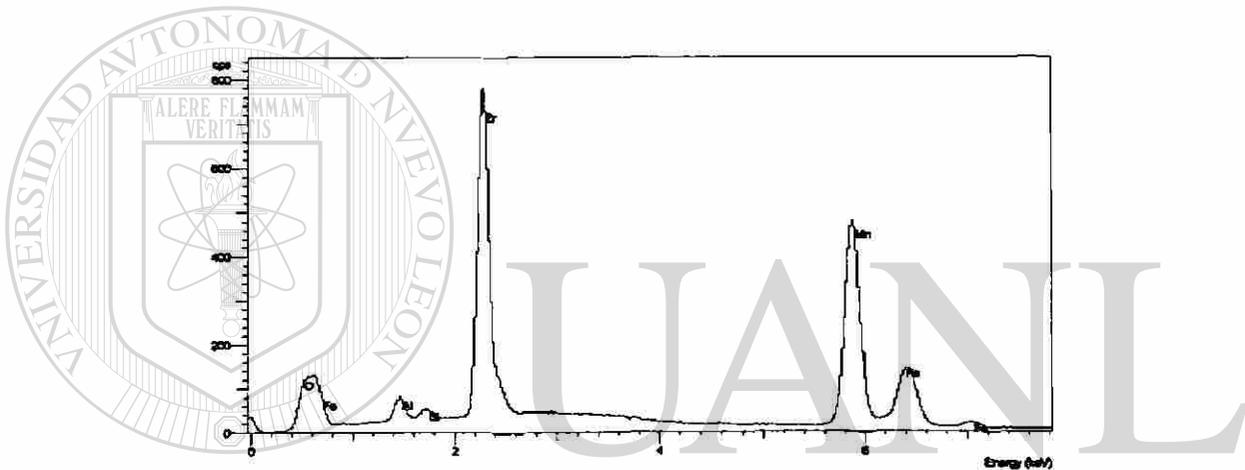
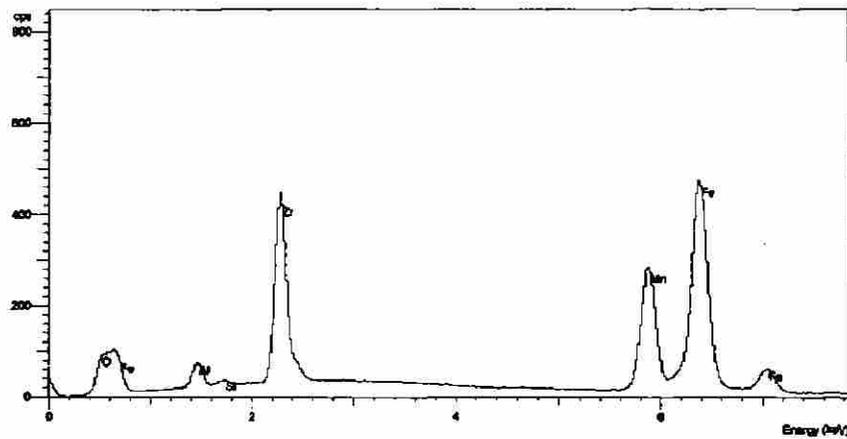


ANEXO A.

UANL

ICLUSIONES NO METÁLICAS.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



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

