

00574
1
20



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA
DE MEXICO

FACULTAD DE QUIMICA

DIVISION DE ESTUDIOS DE POSGRADO

SUSCEPTIBILIDAD A LA CORROSION BAJO
ESFUERZO DEL ACERO SISMO-RESISTENTE
NOM B457

T E S I S

QUE PARA OBTENER EL GRADO DE
MAESTRIA EN METALURGIA
P R E S E N T A
CARLOS ROSENDO ARGANIS JUAREZ



MEXICO, D. F.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

1994



UNAM – Dirección General de Bibliotecas Tesis Digitales Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS © PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis está protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

JURADO ASIGNADO

SEGUN EL TEMA:

PRESIDENTE : DR. JOAN GENESCA LLONGUERAS

PRIMER VOCAL: DR. MARIO ROMERO ROMO

SECRETARIO: DR. MAURICIO CASTRO ACUÑA

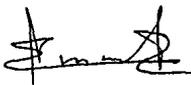
PRIMER SUPLENTE: DR. JOSE MARIA MALO

SEGUNDO SUPLENTE: DR. MIGUEL MARTINEZ MADRID

SITIO DONDE SE DESARROLLO EL TEMA:

FACULTAD DE QUIMICA E INSTITUTO NACIONAL DE INVESTIGACIONES
NUCLEARES.

ASESOR DEL TEMA:



DR. ENRIQUE A. MARTINEZ MARTINEZ

SUSTENTANTE:



CARLOS ROSENDO ARGANIS JUAREZ

DEDICATORIAS.

*CON TODO MI AMOR Y CARIÑO PARA ANDRE.
PARA MI HIJO CARLOS ANDRES, COMO UN EJEMPLO A SEGUIR...*

A MIS PADRES, POR QUE GRACIAS A ELLOS SOY LO QUE SOY.

A MIS HERMANAS, ELIA, AUREA, ESTHER Y MARITZA, CON AFECTO.

A MI HERMANO HORACIO.

...RUST NEVER SLEEPS...SCIENCE NEITHER.

AGRADECIMIENTOS

A LA UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO, CON TODO MI AGRADECIMIENTO.

GRACIAS QUERIDA FACULTAD DE QUIMICA.

AL INSTITUTO NACIONAL DE INVESTIGACIONES NUCLEARES, Y EN ESPECIAL A LOS DEPARTAMENTOS DE CIENCIA DE MATERIALES Y TECNOLOGIA DE MATERIALES, POR TODA SU AYUDA BRINDADA EN LA REALIZACION DE ESTA TESIS.

A C.M.A.C.E. POR SU APOYO.

AL Dr. ENRIQUE MARTINEZ, POR SU CONSEJO Y GUIA.

AL Dr. JAVIER AVILA MENDOZA, POR SU PACIENCIA Y POR AQUELLAS DISCUSIONES TAN ENRIQUECEDORAS.

A JOSE ANTONIO LEGORRETA, A QUIEN CONSIDERO CASI UN HERMANO, POR EL MATERIAL PROPORCIONADO.

A OSVALDO FLORES CEDILLO, POR SU AYUDA CON LA MICROSCOPIA ELECTRONICA DE BARRIDO.

AL PERSONAL DEL LABORATORIO DE CORROSION, DE LA FACULTAD DE QUIMICA.

A D.G.A.P.A SIN CUYA BECA, NO HABRIA PODIDO TERMINAR EL GRADO.

A TODOS QUIENES DE ALGUNA MANERA, COLABORARON EN LA REALIZACION DE ESTE TRABAJO.

RESUMEN:

Las normas de construcción Mexicanas, en zonas de alto riesgo, han sido modificadas, a raíz de los sismos ocurridos en la Ciudad de México en 1985, sustituyendo el acero para refuerzo al carbono NOM B6, por el acero microaleado NOM B457 para el grado 42 Kg/mm².

En el presente estudio se evalúa el comportamiento del nuevo acero NOM B457, en mortero con y sin 2% peso de cloruros así como en Ca(OH)₂ sat. y los resultados se comparan con el acero NOM B6 tradicionalmente empleado.

Se establece que la Corrosión Bajo Esfuerzo no se presenta en las condiciones estudiadas, ya que no se detectan intervalos de potenciales de susceptibilidad, cuando el material es evaluado por medio de pruebas electroquímicas, pruebas a velocidad de extensión constante (CERT) y pruebas a carga constante a un 80% del límite de cedencia.

Se Determina un intervalo de potenciales de susceptibilidad al agrietamiento inducido por hidrógeno, a potenciales menores a -900 mV vs ECS., mediante pruebas CERT a potencial constante.

INDICE

INDICE

	PAGINA
INDICE.....	1
Capítulo I	
TRASCENDENCIA TECNICO-ECONOMICA DEL PROBLEMA.....	6
Capítulo II	
INTRODUCCION.....	12
2.1 Corrosión de los Aceros de Refuerzo.....	14
2.1.2. Corrosión Localizada.....	19
2.1.3 Iones Despasivantes.....	19
2.2 Agrietamiento Ambiental en Aceros de Refuerzo...21	
2.2.2 Corrosión Bajo Esfuerzo en Aceros de Refuerzo.....	21
2.2.3 Protección Catódica en Estructuras de Concreto.....	25
Reforzado.	
2.2.4 Riesgos de Fragilidad Inducida por Hidrógeno, bajo Protección Catódica.....	27
2.3 Nuevos Desarrollos en Aceros de Refuerzo Microaleados.....	28
2.3.2 Propiedades Mecánicas de los Aceros de Refuerzo Mexicanos.....	30
2.4 Tipos de Cementos Producidos en Mexico.....	32
2.4.1. Cementos Portland.....	33
2.4.2 Cementos Extendidos o Puzolánicos.....	34

2.5	Corrosión Bajo Esfuerzo en Aceros de Tubería...	35
2.6	Influencia de las Inclusiones y la Microestructura en la corrosión y el Agrietamiento Ambiental.....	39
2.6.2.	Control microestructural y de Impurezas.....	42

Capítulo III.

AGRIETAMIENTO AMBIENTAL O AGRIETAMIENTO ASISTIDO
POR EL AMBIENTE.

3.	Agrietamiento Ambiental o Agrietamiento Asistido por el Ambiente.....	44
3.1	Corrosión Bajo Esfuerzo.....	45
3.1.2	Requerimientos Electroquímicos.....	48
3.1.3	Inicio y Procesos que Intervienen en la C.B.E.....	50
3.1.4	Esfuerzos Tensiles y Compresivos.....	51
3.2	Modelos de Corrosión Bajo Esfuerzo.....	52
3.2.1	Modelos Electroquímicos de Disolución.....	52
3.2.2	Correlación entre la Velocidad de Disolución observada y la Velocidad de Propagación de una Grieta.....	58
3.2.3	Caminos Activos preexistentes o Corrosión Intergranular.....	61
3.2.5.	Teoría del Empobrecimiento de Cromo.....	63
3.2.4.	Teoría de la Segregación del Sólido.....	63
3.2.7	Camino Generado por un Esfuerzo.....	64

3.3 Modelos Matemáticos para predecir la Corrosión Bajo Esfuerzo.....	66
3.4 Fenómenos de Agrietamiento Inducido por Hidrógeno (HIC) o Fragilidad por hidrógeno....	72
3.4.1 Mecanismo de Decohesión.....	72.
3.4.2 Mecanismo de Fragilización por Transformaciones de Fase.....	73
3.4.3 Mecanismo de Plasticidad Local Acrecentada por Hidrógeno.....	75
3.4.4 Mecanismo de Fragilización Por Hidrógeno en aceros de refuerzo.....	76

Capítulo IV

APLICACION DE LA MECANICA DE FRACTURA Y EVALUACION DE LA CORROSION BAJO ESFUERZO.

4.1 Aplicación de la Mecánica de la fractura a la Corrosión Bajo Esfuerzo.....	78
4.2 Pruebas para La evaluación de la C.B.E.....	84
4.2.1 Técnicas Electroquímicas.....	84
4.2.2. Técnicas Mecánicas.....	85
4.3 Prueba a Velocidad Velocidad de Extensión Constante PVEC (CERT).....	89
4.3.1. Equipo Necesario.....	89
4.3.2. Procedimiento de Prueba.....	90
4.3.2. Evaluación de las Pruebas PVEC (CERT).....	91
4.3.3. Efecto de la Velocidad de Deformación.....	94

4.3.4. PVEC con especímenes preagrietados.....	94
4.4. Fracturas	96
4.4.1. Características distintivas de las fracturas.....	99
4.4.2. Fractura Transgranular con Coalescencia de Microcavidades.....	100
4.4.3. Fractura Transgranular por Clivaje.....	101
4.4.4. Fractura Intergranular.....	102
 Capítulo V	
DESAROLLO EXPERIMENTAL.	
5.1 Caracterización de los materiales.....	103
5.2. Evaluación del Comportamiento Electroquímico....	103
5.2.1. Evaluación de la Resistencia a la Corrosión.....	104
5.3 Evaluación al Agrietamiento Asistido por el Ambiente.....	108
5.3.1 Pruebas electroquímicas.....	108
5.3.2 Pruebas a Velocidad de Extensión Constante...	112
5.3.3 Pruebas a Carga Constante.....	114
5.3.4 Evaluación al Agrietamiento Inducido por Hidrógeno.....	115
5.5 Materiales.....	116
5.6 Reactivos.....	116

5.7 Equipo.....	116
Capítulo VI	
RESULTADOS Y DISCUSION.	
6.1 Metalografía.....	118
6.2 Resistencia a la Corrosión de los Aceros de Refuerzo.....	119
6.2.1 Medios Simulados.....	121
6.3 Evaluación a la Corrosión Bajo Esfuerzo.....	125
6.3.1 Pruebas Electroquímicas Solución $\text{Ca}(\text{OH})_2$ sat.....	125
6.3.2 Solución $\text{Ca}(\text{OH})_2$ sat. con 2% en peso de Cl^-	127
6.3.3 Solución Carbonatos-Bicarbonatos.....	128
6.4 Pruebas a Velocidad de Extensión Constante.....	130
6.5 Ensayos a Carga Constante.....	133
6.6 Evaluación al Agrietamiento Inducido por Hidrógeno.....	134
6.7 Fractografía.....	136
Capítulo VII	
CONCLUSIONES.....	140
Capítulo VIII.	
TABLAS Y FIGURAS.....	143
Capítulo IX	
BIBLIOGRAFIA.....	203

CAPITULO I

TRASCENDENCIA TECNICO-ECONOMICA DEL PROBLEMA

TRASCENDENCIA TECNICO-ECONOMICA DEL PROBLEMA

En la actualidad y desde hace tiempo, el material de construcción más difundido es el concreto, cuyo consumo supera al de todos los materiales de construcción considerados conjuntamente.

Las ventajas de la construcción con concreto armado, incluyen eficiencia estructural y costos reducidos, sin embargo, la corrosión del acero de refuerzo en los concretos armados, es la causa principal del deterioro de las estructuras.

Dentro del concreto armado, existen tres tipos: Concreto reforzado, donde el acero está embebido dentro del concreto, sometido sólo a las cargas de servicio. Concreto Preesforzado o pretensionado, donde el acero de refuerzo es pretensionado antes de vaciar y colocar el concreto y Concreto Postensionado, donde el acero es colocado en el molde y embebido en concreto con una tensión aplicada subsecuentemente al colocarlo. Para estos últimos sistemas, los tendones (acero de refuerzo), permanecen en tensión y por lo tanto una compresión residual es establecida en el concreto.¹

Cuando el esfuerzo se eleva solamente por el peso muerto y la carga de servicio, la falla de una barra

individual en el concreto armado no es estructuralmente crítico. Sin embargo en un sistema Pretensionado o Postensionado, la pérdida de uno sólo o un número limitado de tendones, puede tener importantes implicaciones respecto a la integridad de la estructura.

Las primeras observaciones sobre la corrosión del acero en el concreto fueron hechas aprincipios de este siglo principalmente en ambientes marinos y plantas químicas.² Sin embargo, es hasta la segunda mitad de este siglo cuando el estudio sistemático de la corrosión de los refuerzos metálicos embebidos en concreto ha llegado a ocupar un papel importante a nivel mundial, por la gran ocurrencia del problema en muchos tipos de estructuras y por lo elevado de sus costos de reparación.³

Así, estructuras de concreto reforzado construidas entre 1950 y 1970, han sufrido grandes problemas de corrosión en el refuerzo mucho antes del plazo de servicio para el cual fueron originalmente diseñadas. Tal es el caso reportado por la División de Carreteras de California en Estados Unidos, que demostró que de los 66 puentes de concreto reforzado en una zona del desierto, 20 sufrieron corrosión del acero a los diez años de servicio.⁴ En el Reino Unido se han presentado casos de corrosión en varias estaciones nucleoelectricas años antes del término dela vida útil proyectada.⁵

Otros ejemplos en donde estructuras de concreto han sufrido colapsos catastróficos debido a la corrosión del refuerzo metálico son la caída de un puente en Port Talbot, Reino Unido, en 1985, el derrumbe del techo de la sala de congresos de Berlín en 1982⁶, o en nuestro país el desplome de la techumbre del Auditorio Benito Juárez en Guadalajara, Jalisco y el colapso del Puente Papagayo en la carretera costera del Pacífico⁷ (tramo Acapulco-Pinotepa Nacional) en 1980 y 1985 respectivamente por citar algunos casos.

La Environmental Protection Agency E.P.A. de los Estados Unidos, en 1979, reporta que los daños causados por la corrosión en puentes y carreteras, ascienden a unos 500 millones de dólares y se estima que la reparación o reemplazamiento de todos los puentes afectados por la corrosión en Estados Unidos, ascendería a unos 100 billones de dólares⁸.

El fácil acceso através del concreto de los iones cloruro hasta el acero de refuerzo, acelera los procesos de corrosión debilitando rápidamente la integridad estructural de los sistemas. La Secretaria del Transporte de los Estados Unidos, en su reporte al Congreso en 1982, estima que cerca de 213,000 puentes sufrieron deterioro en su estructura solamente, con un costo de reparación de 41.1 billones de dólares. Para 1986, el número de puentes

deteriorados en su estructura fué mayor de 244,000, con un costo total de reparación/reemplazamiento de 51.4 billones de dólares.⁹

Aparte de estos casos reportados, son innumerables aquellos de los que no tenemos conocimiento y que han sucedido recientemente en sectores tan diversos como el energético, servicio hidráulico municipal/industrial, turístico y por supuesto, transporte y construcción.

Los terremotos ocurridos en septiembre de 1985 en la ciudad de México, hicieron surgir la necesidad de modificar la reglamentación de la construcción en zonas de alto riesgo sísmico. De los estudios hechos a las ruinas, se encontró que muchas de las fallas se debieron a problemas asociados a soldadura ¹⁰. Los aceros de refuerzo usados en México contienen un porcentaje de carbono equivalente superior a 0.55% , lo que provoca que requieran cuidados especiales al ser soldados.

En 1987, aparece la primera especificación Mexicana de varillas de refuerzo, NOM. B457, de grado soldable y respuesta óptima durante la deformación plástica causada por terremotos. Esta norma es equivalente a la especificación ASTM A706 y este tipo de acero es recomendado para construcciones de gran envergadura en zonas sísmicas.

Las varillas de refuerzo para concreto NOM B457, son fabricadas empleando aceros de bajo carbono, microaleados con Niobio y/o Vanadio, combinando la soldabilidad y alta ductilidad de los aceros bajo carbono con la gran resistencia promovida por los microaleantes, debido al mecanismo de refinación de grano y al endurecimiento por precipitación.

Diversos estudios realizados ^{10,11,12,13}, han demostrado que en cuanto a las propiedades mecánicas los aceros microaleados son superiores al acero de refuerzo NOM B6 utilizado normalmente, .

El Comité 1985 ACI (American Concrete Institute)³, sin embargo, cuestiona la susceptibilidad a la corrosión de los aceros de alta resistencia en concreto, y en especial la resistencia a la corrosión de los aceros pretensados en presencia de cloruros. Las experiencias con aceros microaleados en medios alcalinos, es su susceptibilidad a la Corrosión Bajo Esfuerzo, abreviada como C.B.E. (SCC Stress Corrosion Cracking), como es el caso de tubería enterrada en suelos¹⁴. El concreto es un medio alcalino de pH entre 13 y 14, en algunos casos varios iones como los cloruros pueden estar presentes, y el comportamiento del acero microaleado de la norma NOMB-457 en estas condiciones se desconoce, y podría presentar problemas de Corrosión Bajo Esfuerzo.

Así mismo, se han reportado fallas debido al fenómeno

de corrosión fatiga¹⁵ y agrietamiento inducido por el ambiente (Fragilidad por hidrógeno y Corrosión Bajo Esfuerzo)¹⁶; en aceros eutectoides de alta resistencia pretensionados en soluciones de $\text{Ca}(\text{OH})_2$.

Los primeros estudios realizados en el acero NOM B457 embebido en morteros con cemento Portland tipo III, cuyas relaciones cemento/agua=2, arena/cemento = 3, con tiempo de fraguado de 10 días a 70°C., mostraron intervalos de potenciales de susceptibilidad a la C.B.E. a -200 mV vs ECS. Sin embargo, al variar el tiempo de fraguado, no se repitió esta detección, por lo que se concluyó que los requisitos necesarios para el establecimiento de la corrosión bajo esfuerzo en estos sistemas no se cumplen totalmente.¹⁷

En estas condiciones, con morteros conteniendo 2% de Cloruros como CaCl_2 a 70°C. se detectó la formación de productos de corrosión después de un mes, los que por el aumento de volumen inducido fracturaban al mortero dejando expuesta la varilla¹⁸.

El uso de nuevos aceros de refuerzo microaleados de alta resistencia¹⁹, en conjunto con la práctica cada vez mayor de la protección catódica en estructuras de concreto para proteger al acero de los cloruros,²⁰ realza la importancia de realizar estudios de corrosión de estos materiales de reciente ingreso a la variedad existente, así

como de determinar los intervalos de potenciales de susceptibilidad a la Corrosión Bajo Esfuerzo, y a la Fragilidad por Hidrógeno, para aplicar una protección catódica eficiente.

En base a todos los antecedentes mencionados, se postula la hipótesis siguiente: El acero NOM B457, puede presentar fallas por Corrosión Bajo Esfuerzo en presencia de Cl^- , o Agrietamiento Inducido por Hidrógeno bajo protección Catódica.

Y el presente trabajo tiene por objetivos:

Evaluar la resistencia a la corrosión del acero NOM B457 comparándola contra la de un acero al carbono NOM B6, en mortero con y sin cloruros.

Determinar el intervalo de potenciales de susceptibilidad a la corrosión bajo esfuerzo del acero NOM B457, por medio de pruebas electroquímicas, pruebas a velocidad de extensión constante y pruebas a carga constante a un 80% del límite de cedencia.

Determinar el intervalo de potenciales de susceptibilidad al agrietamiento inducido por hidrógeno, mediante pruebas a velocidad de extensión constante a potencial constante (-600 a -1400 mV vs ECS)

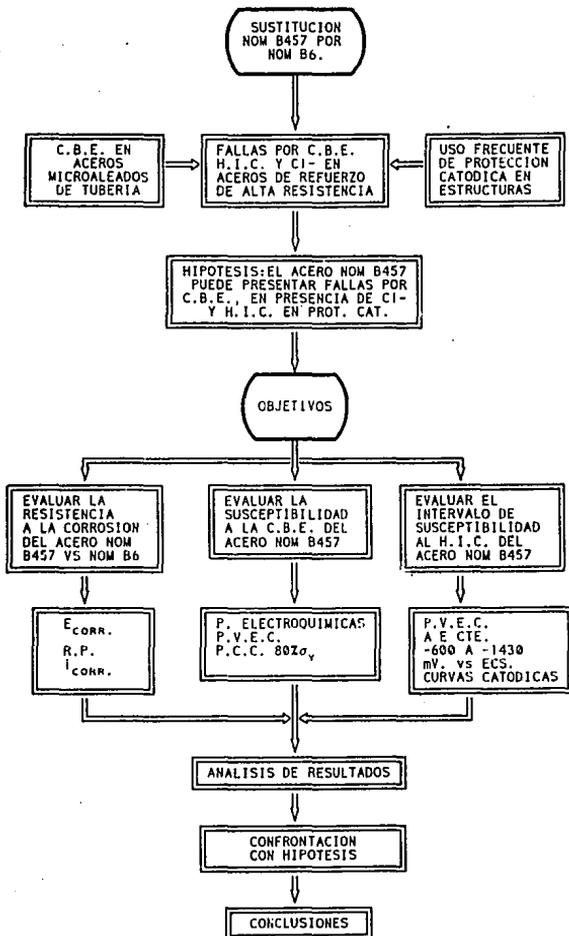
Debido a que son muy escasos los estudios reportados sobre agrietamiento asistido por el ambiente en estructuras de concreto, se espera lograr de esta investigación:

i) Subsanan el vacío existente en investigación sobre la corrosión bajo esfuerzo en acero de refuerzo sujeto a cargas dinámicas y por lo tanto, tener un estudio básico referido a las condiciones particulares de nuestro país.

ii) Continuar caracterizando el comportamiento electroquímico de diferentes materiales empleados en la industria de la construcción en México, en términos de la velocidad de corrosión en varillas de refuerzo.

iii) Difundir la ayuda que prestan los métodos electroquímicos y mecánicos para el estudio de fenómenos como la corrosión y la corrosión bajo esfuerzo.

En el esquema I, se presenta el plan de trabajo propuesto, incluyendo la causa que dió origen al mismo, los antecedentes, la hipótesis propuesta, los objetivos y las técnicas empleadas para alcanzarlos, el análisis de resultados, la confrontación de los mismos contra la hipótesis y las conclusiones.



ESQUEMA I

CAPITULO II

INTRODUCCION

INTRODUCCION

2.1 CORROSION DE LOS ACEROS DE REFUERZO

La corrosión del acero de refuerzo en Concreto es reconocida hoy en día como un problema Tecnológico y Economico mayor.¹

El proceso de corrosión de los refuerzos metálicos en estructuras de concreto es extremadamente complicado aún en los casos más simples, y está fuertemente influenciado por numerosos factores dependientes del concreto, del refuerzo metálico y del medio de servicio tal como se muestra en la tabla I.

El concreto confiere al acero una protección de doble naturaleza: por un lado, es una barrera física que lo aísla del medio ambiente, y por otro, el líquido encerrado en los poros del concreto es un electrolito que lo pasiva en forma duradera. Las características físicas del concreto como aislante están relacionadas con la estructura de la red de poros, que se genera debido al exceso de agua que es necesario utilizar en el amasado, para hacer suficientemente trabajable el material. La porosidad total del concreto está constituida tanto por los poros cerrados u ocluidos, como por una red de poros, cuyos tamaños oscilan desde 1 hasta alrededor de 100 Angstroms. (poros de gel), desde 100 hasta 10^5 Å (poros capilares) y desde 10 Å hasta el orden de mm, que son los llamados poros de aire. Todos los augelos que

están comunicados entre si están relacionados con el concepto de permeabilidad.

Cuando la humedad ambiental es suficiente, los poros del concreto están rellenos por un líquido acuoso constituido principalmente por iones OH^- (alcalinidad elevada con un pH entre 12 y 14), y por iones como: Ca^{2+} , Na^+ , K^+ y SO_4^{2-} . La cantidad relativa de cada uno de ellos depende del tipo y proporción de cemento utilizado y de las relaciones agua/cemento fundamentalmente. Se ha demostrado además que a partir de los veintiocho días de vida de un concreto lo suficientemente curado, el ion Ca^{2+} prácticamente desaparece de la disolución, que pasa a estar constituida casi completamente por NaOH y KOH ²³.

Termodinámicamente, a tan elevada alcalinidad y con el contenido de O_2 normal en las estructuras no enterradas o sumergidas, el acero se recubre de una capa de óxidos muy adherente, compacta e invisible (pasivante) que lo preserva indefinidamente de cualquier signo de corrosión, mientras el concreto sea de buena calidad, no esté fisurado y no cambie sus características físicas o químicas por agresiones exteriores²¹. Esta situación se visualiza en los diagramas de Pourbaix, figura (1).

Estudios Recientes de Análisis por espectroscopía de Infrarrojo, así como pruebas electroquímicas, sugieren que una película conteniendo compuestos de calcio es la que

provee la protección contra la corrosión al acero de refuerzo dentro del concreto.²²

El hidróxido de calcio es precipitado desde la solución saturada producida durante el proceso de hidrólisis o fraguado del concreto. Una pasta de cemento totalmente hidratada puede contener aproximadamente un 30% de hidróxido de calcio con el resto como un silicato de calcio hidratado (CSH) ($C=CaO$ $S=SiO_2$ $H=H_2O$), en un gel amorfo conteniendo cantidades variables de iones aluminio, hierro y sulfatos. El hidróxido de calcio sólido, tiene una doble función: proporcionar una alcalinidad residual de la matriz y formar una unión interfacial entre el acero y el resto de la matriz.²³

El hidróxido de calcio nuclea sobre el acero para formar una "capa policristalina discontinua de Portlandita", de espesor variable y tamaño de grano grueso, que además contiene inclusiones de gel CSH. Esta capa puede actuar como una fuente local de iones hidróxido y proveer una barrera a la difusión.²³

Es claro por lo tanto que el concreto como un medio sólido no se comporta como una solución acuosa. Las constantes de difusión pueden ser mas pequeñas que en el medio acuoso, donde el fenómeno de difusión no está limitado por una capa frontera en la superficie del metal.²⁴

Cuando las condiciones de servicio cambian y el concreto se altera o a través de este penetran sustancias agresivas, la corrosión de las armaduras se desencadena con una triple consecuencia: a) El acero disminuye su sección e incluso se convierte completamente en óxido. b) Debido a las presiones que ejerce el óxido al generarse, el concreto puede fisurarse o desintegrarse y c) La adherencia acero de refuerzo-concreto disminuye o desaparece.²¹

En la figura (2) se muestran los mecanismos presentes en la corrosión de los aceros de refuerzo embebidos en morteros

Aunque teóricamente son muy numerosos los factores que influyen en la iniciación de la corrosión del acero de refuerzo, son sólo unos pocos los que tienen la capacidad de alterar la pasividad natural de dichos materiales en el concreto.

Estos factores o circunstancias desencadenantes de corrosión, se pueden enumerar como sigue:²¹

1. Carbonatación: El anhídrido carbónico atmosférico o, en general, cualquier ácido o cualquier líquido en circulación que neutralice la alcalinidad de la disolución de los poros del concreto.

2. Los iones despasivantes, muy especialmente los cloruros.

3. Las corrientes erráticas o vagabundas

4. La existencia de fisuras que llegan hasta el acero de refuerzo.

5. Las altas tensiones mecánicas del acero (post o pretensado), combinadas con un medio agresivo específico).²¹

Hartt¹ reconoce tres principales causas de daños en concretos pretensionados, las cuales son:

1. Corrosión Inducida por Cloruros, provocando una reducción de la sección transversal por Picado.

2. Corrosión Bajo Esfuerzo causada por agentes agresivos.

3. Fragilidad por hidrógeno.

Con respecto a la primera causa, el diametro del tendón individual embebido es relativamente pequeño, si contemplamos únicamente el 'acero de refuerzo, la magnitud de la penetración por corrosión es por lo tanto muy significativa.¹

Las otras dos causas son ejemplos de Agrietamiento Ambiental, donde un material normalmente dúctil, se vuelve fragil debido a la naturaleza de la interacción Metal-Electrolito. Fué éste el tipo de falla que presentó una porción del techo de la Sala de Congresos de Berlin, la cual fué atribuida a corrosión y fragilidad Inducida por

Hidrógeno de tendones Postensionados.¹

Todos ellos, excepto la carbonatación que provoca una corrosión generalizada en todo el refuerzo, dan lugar a fenómenos de corrosión localizada.

2.1.2 CORROSION LOCALIZADA

Este tipo de corrosión se caracteriza porque la capa pasiva sólo se rompe puntualmente o parcialmente, como es el caso de picaduras o de la Corrosión Bajo Esfuerzo. Estas zonas deterioradas actúan como ánodo frente al resto, que permanece pasivo y actúa como cátodo, por lo que el ataque progresa en profundidad. Cuanto menor sea la relación de áreas ánodo/cátodo mayor será el riesgo de una elevada velocidad de corrosión.

2.1.3 IONES DESPASIVANTES

Ciertos iones, como los cloruros, sulfuros, sulfatos, sulfocianuro, formiatos, etc, pueden provocar una corrosión localizada por picaduras, si se encuentran en la masa del concreto por encima del límite o umbral que los hace agresivos en este medio específico.

En el concreto reforzado, los más peligrosos y conocidos son los cloruros, que pueden aparecer porque se añaden al concreto como aditivos, o porque estén presentes

en los constituyentes, como los cementos o en la arena, o porque penetren desde el exterior por estar situado el concreto en un medio marino.

A pesar de los numerosos trabajos realizados sobre este tema, no hay resultados concluyentes o seguros sobre el límite de cloruros por debajo del cual la corrosión no se produce, debido principalmente a las muy numerosas variables que pueden influir. (Tabla I).

Si los cloruros son añadidos en el amasado, pueden combinarse con el aluminato tricálcico y en parte, con los compuestos que contienen hierro de los cementos, para formar una sal, que se suele llamar sal de Friedel, del tipo $(Al, Fe)_2O_3 \cdot Cl_2Ca \cdot 10H_2O$, y que hace que no todos los cloruros que se añaden sean agresivos, ya que los que quedan combinados de esta forma no provocan corrosión.

El límite propuesto por diversos autores²¹, para la concentración recomendable de cloruros que pueden ser admitidos en el concreto con el mínimo riesgo de corrosión de las armaduras, es del 0.4% en relación al peso de cemento^{25,26}, y 0.1% en peso para estructuras pretensadas².

2.2 AGRIETAMIENTO AMBIENTAL EN ACEROS DE REFUERZO

Los aceros pretensados eutectoides (Euronorma 138), inmersos en soluciones de $\text{Ca}(\text{OH})_2$ ($\text{pH} = 12.5$), presentan agrietamiento a potenciales mas negativos que -900 mV vs ECS. independientemente del pH , en soluciones adicionadas con HCl , dentro de un intervalo de pH de 2 a 12.5). Este regimen de agrietamiento está relacionado con el ingreso de hidrógeno en el acero¹⁶ y a Agrietamiento Inducido por Hidrógeno H.I.C.

Existe un regimen adicional, de fractura sensible al medio ambiente, a altos potenciales (alrededor de -600 mV vs ECS), que está asociado a fenómenos de picado y disolución del metal.¹⁶ y a Corrosión Bajo Esfuerzo C.B.E.

Tambien se ha reportado crecimiento de grietas por corrosión-fatiga, en aceros eutectoides deformados en frio, en soluciones de 1 g/l de $\text{Ca}(\text{OH})_2$ y NaCl , a frecuencias de 0.1 y 1 hz. , con un relación de esfuerzo mínimo/ esfuerzo máximo de 0.5.¹⁵

2.2.2 CORROSION BAJO ESFUERZO EN ACEROS DE REFUERZO.

La corrosión Bajo Esfuerzo.(C.B.E.), se caracteriza por la rapidez y brusquedad con que se producen las fallas. Para que aparezca, se tienen que conjugar un metal susceptible de sufrir este tipo de ataque, como es el acero de alta

resistencia, utilizado en los alambres pretensados junto con una elevada tensión mecánica y un medio agresivo específico.

En la superficie del metal se incuba una microgrieta que progresa en profundidad, sin casi pérdida de material, y por concentración de tensiones mecánicas y a veces, de hidrógeno naciente en la zonas que rodean su punta de avance, produciéndose finalmente un desgarre brusco que lleva a la rotura sin estricción del acero, cuando la grieta ha alcanzado una profundidad crítica. Debido al pequeño diámetro de los alambres, los accidentes por esta causa suelen resultar bastante espectaculares.²¹

Todavía es material de discusión y desacuerdo cuáles son los mecanismos de iniciación y propagación de estas grietas, de tal forma que se han identificado algunas variables ligadas al fenómeno, pero se desconoce cómo actúan exactamente.

Se pueden considerar como precondiciones o variables ligadas al proceso las siguientes²⁵:

a) Naturaleza de los aceros.- En los años 50 se produjeron bastantes accidentes en Europa, por el uso de aceros de pretensado, templados y revenidos, que tienen una estructura de granos pequeños y redondeados, que permite una fácil propagación de las grietas que se generen en la superficie. En la actualidad se usan sólo los patentados y trefilados,

con una estructura de grano más alargadas y con determinados tratamientos térmicos para eliminar tensiones residuales.

b) Tensión mecánicas de trabajo. Se ha comprobado que en las disoluciones de ensayo el fenómeno no se produce, o al menos la propagación de las grietas se reduce mucho, si la tensión mecánica a carga constante se reduce del 80% al 60% de la carga de ruptura. Este resultado ha llevado a intentar reducir en obras las tensiones de trabajo, para minimizar los riesgos. Es fundamental también, evitar que la superficie del acero esté dañada por una mala conservación o transporte del acero, ya que la concentración de tensiones en el fondo de las picaduras o entallas previas eleva mucho el riesgo de que se produzca este fenómeno.

c) La calidad del concreto o mortero de inyección. Muchos de los accidentes detectados lo han sido por un llenado parcial de los moldes donde van situadas las varillas, por un espesor de recubrimiento insuficiente o poroso, o por la existencia de grietas en el concreto. Existe un consenso general de que en un concreto de mala calidad, el riesgo de corrosión bajo esfuerzo es muy elevado, mientras que en un concreto compacto y bien hecho, el riesgo es prácticamente nulo.

d) En estos últimos años, ante el fracaso de otras vías de investigación emprendidas anteriormente, se está estudiando la influencia negativa de sustancias agresivas que aún en

buenos concretos, pueden estar presentes en pequeñas cantidades, como Cl^- y SO_4^{2-} , fundamentalmente. Es necesario evitar al máximo que tales tipos de sustancias entren en contacto con las armaduras activas.

e) Los sulfuros presentes en los cementos aluminosos de Alemania, produjeron multitud de accidentes que llevaron prácticamente a prohibir el empleo de estos tipos de cemento con fines estructurales. Los sulfuros catalizan la entrada del hidrógeno en la red metálica y por lo tanto, provocan la fragilidad del metal. Los sulfuros presentes en las escorias pueden llegar a producir un fenómeno semejante, si bien no hay un acuerdo sobre este punto.

f) Finalmente, es importante evitar los contactos galvánicos (hierro-zinc, hierro aluminio, que a veces se producen en los moldes y que pueden provocar el desprendimiento de hidrógeno sobre el acero. También es importante evitar el uso de aditivos "aereantes", como el polvo de aluminio, en los que el "aire" es en realidad, hidrógeno, que se produce al reaccionar el aluminio con el medio básico.

Existen además otros parámetros que pueden influir en la corrosión localizada como son el tipo de cemento, influencia de aditivos, y una muy importante que es el estado superficial del acero. Existe la creencia general que un acero corroido ligeramente presenta mejor adherencia al cemento que uno completamente limpio. Si el acero está

previamente corroído, el medio alcalino del concreto disuelve este óxido, quedándose el acero más o menos limpio al cabo de un cierto tiempo, pero con la superficie más rugosa y deteriorada. Estos puntos serán fácil asiento de una nueva corrosión si agentes agresivos de cualquier naturaleza llegan hasta la armadura. Estudios previos indican que la velocidad de corrosión aumenta notablemente cuando el acero de refuerzo es utilizado con óxido. ²⁷

En el caso de los aceros pretensados, ya se indicó anteriormente que es imprescindible que los redondos sean puestos en obra completamente limpios y sin daños, pues simplemente las tensiones mecánicas que se aplican ya suponen un riesgo, si la sección está disminuida en algunos puntos.

2.2.3 PROTECCION CATODICA EN ESTRUCTURAS DE CONCRETO REFORZADO.

La protección catódica, ha sido exitosa para detener o prevenir la corrosión del acero de refuerzo en estructuras de concreto contaminadas por cloruros, (puentes, muelles, estacionamientos, estructuras marinas, plantas industriales y edificios civiles.)²⁰

El caso italiano es un caso inusual, donde la protección catódica ha sido aplicada a estructuras nuevas. El primer sistema de protección catódica ha sido efectuado

en Marzo de 1988, en un puente de cuatro carriles rehabilitado en los Apeninos, en la sección de la Autopista del Sol, entre Bolonia y Florencia, con una superficie protegida de cerca de 3,000 m². Mas recientemente, sistemas adicionales de protección catódica sobre nuevos puentes de una autopista han sido instalados para un total de área protegida de aproximadamente 40,000m², muchos de los cuales tienen varillas preestiradas o postensionadas.

La aplicación de la protección catódica a una nueva estructura no contaminada por cloruros es tomada como un "metodo preventivo de mantenimiento", para estructuras susceptibles a contaminación en un futuro cercano. La protección catódica es una barrera efectiva para el ingreso de los cloruros, los cuales son la causa primaria de la corrosión.²⁰

La protección catódica de las estructuras de concreto reforzado, la cual es llevada a cabo sólo por la técnica de corriente impresa, tiene tres principales ventajas: reduce o detiene la corrosión; restablece la alcalinidad alrededor de la varilla de refuerzo; y reduce el contenido de cloruros en la superficie de la varilla causada por la migración del ión. Sobre nuevas estructuras, la protección catódica previene o retarda su penetración.²⁰

2.2.4 RIESGOS DE FRAGILIDAD INDUCIDA POR HIDROGENO, BAJO PROTECCION CATODICA.

Dado lo anterior es preciso tomar en cuenta la posible ocurrencia del peligroso fenómeno de Agrietamiento Inducido por Hidrógeno (HIC) en aceros de alta resistencia usados para tendones en estructuras preestiradas o postensionadas.

Las variables que afectan dicho fenómeno son electroquímicas, metalúrgicas y mecánicas. Pruebas en laboratorio y experiencias de campo por más de 20 años sobre estructuras de concreto marinas y enterradas, han probado que bajo las condiciones mas críticas, el Agrietamiento Inducido por Hidrógeno (HIC), no tiene lugar a potenciales más positivos que -0.9 V vs ECS .¹⁶ En casos más prácticos en muestras de concreto preestirado, no se ha observado HIC a potenciales más positivos que -1.0 V vs ECS .²⁰

En cuanto a las variables metalúrgicas y mecánicas, los aceros de alta resistencia y trabajado en frio son menos susceptibles que los tipos templados y revenidos. También se ha establecido que se requiere un límite de cedencia mas alto que 1,200 Mpa. para exhibir el fenómeno.²⁰

Como una consecuencia, la aplicación extensiva de la protección catódica en estructuras de concreto preestiradas y postensionadas ha realizado el problema de las condiciones seguras y correctas que se elijan para prevenir cualquier

riesgo concerniente a Agrietamiento Inducido por Hidrógeno. Por esto, la necesidad de un sistema de monitoreo y control conveniente y "hecho a la medida".

En la tabla II, se presentan los criterios para protección catódica para estructuras de Concreto reforzado.

2.3 NUEVOS DESARROLLOS EN ACEROS DE REFUERZO MICROALEADOS

R. Jha y coautores¹⁹, han probado con varios aceros microaleados experimentales, con Cu, Ni, Cr, Mo, Nb, B, Zr, Al, W, Ti y P, ajustados para dar un carbono equivalente de 0.30 a 0.40. Estos tipos de aceros son llamados CRS (Corrosion Resistente Steel), y son designados como TISCON-CRS, TISCON-42-CRS y TISCON-50 CRS (estos últimos contienen Cu, Cr y P). El tipo 42 tiene un límite de cendencia de 420 Mpa mínimo y una resistencia máxima 510 Mpa. como mínimo; el tipo 50 tiene un límite de cendencia de 500 Mpa y una resistencia máxima de 550 Mpa como mínimo. Ambos presentan una elongación del 15%. Por su bajo carbono equivalente, estos aceros y tienen una soldabilidad satisfactoria.

Estos nuevos aceros, son producidos por Tata Iron and Steel Co. L.t.d., en la India y tienen propiedades similares a los aceros TISCON-42 y TISCON-50 producidos anteriormente, pero con una resistencia a la corrosión cinco veces mejor en ambientes severos, tal como el marino, concretos, medios

sulfurosos e industriales. Las varillas CRS son laminadas a través de un tratamiento termomecánico designado como TMT, patentado por Tempcore (Marca registrada) .

El acero NOM B457, cuya composición química aparece en la tabla III, es un acero microaleado, que combina la alta soldabilidad y gran ductilidad, con la alta resistencia propiciada por los microaleantes Nb y V.

Las propiedades mecánicas de los aceros de Alta Resistencia Baja Aleación (HSLA), o microaleados, a los cuales pertenece el acero NOM B457, son incrementadas mediante la adición de cantidades muy pequeñas de aleantes como Nb, V, Ti, Cu etc. y los mecanismos principales a los que se atribuyen son:

- a) Endurecimiento por precipitación.
- b) Refinación de grano

El refinamiento de grano en la estructura final va ligado grandemente al estado de recristalización de la austenita y ésta a su vez, está afectada grandemente por elementos como el Nb y el V. El mecanismo mediante el cual estos elementos afectan la cinética de recristalización de la austenita durante la deformación en caliente, se atribuye al anclaje de los límites de grano por los precipitados de carburos y carbonitruros de estos elementos y en otros casos al efecto de arrastre sobre sublímites de grano de los

átomos en solución sólida de estos elementos²⁸.

2.3.2 PROPIEDADES MECANICAS DE LOS ACEROS DE REFUERZO MEXICANOS

En la tabla IV se aprecian las propiedades mecánicas del acero NOM B457, y las del acero NOM B6.¹¹

El acero NOM B457 tiene una mayor ductilidad que le da una respuesta óptima a la deformación plástica que puede causar un sismo, en comparación con el acero al carbono NOM B6. Por lo que respecta a la resistencia mecánica, ambos aceros cumplen con el grado de 42 Kg/mm².

La soldabilidad del acero es un concepto empírico que se usa para tratar de calificar la nobleza de una material para ser soldado²⁹, y está estrechamente relacionada con la composición química del acero.

Para clasificar a los aceros desde el punto de vista de la soldabilidad, se suele utilizar un diagrama llamado Carbono vs. Carbono equivalente, como el que se muestra en la figura (3). El carbono equivalente se calcula, en primera aproximación como el porcentaje de Carbono más el porcentaje de Manganeso dividido entre 6.

En el diagrama se delimitan tres zonas. La zona I comprende a los aceros de soldabilidad óptima. Son aceros

con bajos contenidos de carbono y manganeso que se emplean mucho en tuberías y plataformas petroleras marinas. Estos aceros se deben soldar con un alto índice de seguridad. La zona II, abarca aceros de soldabilidad regular, que se usan en la construcción de estructuras y edificios. La zona III comprende a los aceros con alto riesgo de falla en el caso de ser soldados.

En los años cuarenta, predominaba en México lo que se llama varilla estructural. Era una varilla de bajo carbono y generalmente de buena soldabilidad, sin embargo su resistencia era alrededor de 30 Kg/mm^2 . A mediados de los años cincuenta, se iniciaron cambios en los procesos de fabricación, para aumentar la resistencia de la varilla, ya que cuando se usa acero mas resistente, se puede reducir el volumen del acero en las obras, obteniéndose una ventaja económica.

La producción de acero de mayor resistencia, se obtuvo con la fabricación de aceros de medio carbono, y las siderúrgicas mexicanas se dieron a la tarea de sustituir sus antiguos aceros de refuerzo por aceros con 0.45% de carbono y 1.2% de manganeso, llamados varilla de alta resistencia, cuyo límite de cedencia es de 42 Kg/mm^2 (NOM B6).

Este salto tecnológico, para incrementar con carbono la resistencia de los aceros de refuerzo, tuvo como

consecuencia que éstos pasaran de la Zona II a la Zona III. Por esta razón, las normas oficiales mexicanas que existían antes del terremoto de 1985, no asumían ningún compromiso en cuanto a soldabilidad, y cuando estas varillas se llegaban a soldar, se hacía bajo la exclusiva responsabilidad del constructor.

La nueva norma NOM B457, ofrece la posibilidad de regresar de la Zona III a la Zona II, donde ya se puede establecer un compromiso en cuanto a soldabilidad, al utilizar varilla de Alta Resistencia y Baja Aleación (HSLA).

Sin embargo, debido a los antecedentes antes mencionados, se debe evaluar el desempeño del acero NOM B457 en condiciones de operación.

2.4 TIPOS DE CEMENTO PRODUCIDOS EN MEXICO.

En México se elaboran diversos tipos de cemento Portland, los cuales por sus características particulares son los más utilizados. Existen algunos materiales naturales o artificiales, entre ellos las puzolanas, las escorias de fundición granuladas y las cenizas volantes; las cuales al mezclarse finamente con un cemento Portland, modifican o destacan alguna propiedad específica del mismo, lo cual da lugar a nuevos tipos de cemento, que se agrupan bajo el nombre genérico de Cementos Extendidos o Puzolánicos.³⁰

Se cuenta además, con Cementos especiales diseñados para usos muy particulares, como los Cementos para Pozos Petroleros y los cementos de Albañilería o "morteros".

2.4.1. CEMENTOS PORTLAND

Los cementos Portland tienen una composición química basada en los mismos elementos y compuestos, los cuales son: Silicato Dicálcico $2\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$ (2CS en la nomenclatura corta), Silicato Tricálcico $3\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$ (3CS), Aluminato Tricálcico $3\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ (3CA) y Ferroatuminato Tetracálcico $4\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{FeO}$ (4CAF). La proporción relativa de éstos da origen a que se acentúen o disminuyan algunas de las características físicas del cemento, lo cual especializa su aplicación particular.

El Cemento tipo I, o Cemento Normal se considera el prototipo de Cemento Portland, y su uso es amplio y de aplicación universal. El cemento Blanco y otros cementos coloreados por lo general se ubican en el tipo I.

En el Cemento tipo II, se ha controlado la química del mismo en forma tal, que sus propiedades se ven modificadas en cuanto a una menor generación de calor al hidratarse y una moderada resistencia al ataque de los sulfatos. Sus características son similares a las del tipo I y sus aplicaciones son también amplias.

El cemento tipo III de alta resistencia rápida, se recomienda sólo cuando se desea obtener en el concreto una resistencia elevada a edades tempranas. Permite también menores dosificaciones de cemento para lograr una resistencia determinada en el concreto, pero su precio es proporcionalmente más elevado y requiere además de mayores cuidados en su elaboración y curado debido a que este cemento es más fino de lo normal y libera mayor calor de hidratación.

En el Cemento tipo IV de bajo calor de hidratación, se limita en forma considerable el contenido de compuestos químicos que producen un mayor calor de hidratación, pero se afecta su capacidad de generar resistencia mecánica, por lo que su uso queda restringido a ciertas obras de gran envergadura.

En el Cemento tipo V, se ha ajustado su composición química para reducir a bajas proporciones su vulnerabilidad al ataque de los sulfatos disueltos en el agua y en consecuencia se vuelve más resistente que los demás cementos Portland a este agente agresivo. Es ideal para obras que estén en contacto con la humedad o el agua, incluyendo el agua de Mar.³⁰

2.4.2 CEMENTOS EXTENDIDOS O PUZOLANICOS.

Como se mencionó anteriormente, se ha dado este nombre,

a un cemento Portland al cual se ha agregado un material activo, que contribuye a la generación de resistencias mecánicas y que además puede impartirle ciertas propiedades convenientes al producto. De estos materiales activos los más conocidos y usados son las puzolanas naturales (destacando las pumíticas y las tobas) y artificiales, las escorias de alto horno granuladas y las cenizas volantes.

Los cementos Puzolánicos suelen rendir resistencias mecánicas inferiores a las del Cemento Portland tipo I a edades tempranas, pero las igualan y aun superan a edades posteriores. Por otra parte, son más delicados en el curado, pero generan menor calor de hidratación y resisten mejor el ataque de agentes químicos agresivos. Pueden elaborarse indistintamente con cualquiera de los tipos de Cemento Portland, aunque se prefieren los tipos I, II y V.

En México, los Cementos Puzolánicos, también conocidos como tipo C-2, por ser esta la clave de la norma oficial NOM C-2 que los ampara, se producen desde hace algún tiempo y se venden prácticamente en todo el ámbito nacional. Alrededor de un tercio de la producción total de cemento en el país, corresponde a Cemento de este tipo.³⁰⁷

2.5 CORROSION BAJO ESFUERZO EN ACEROS DE TUBERIA

Las experiencias de fallas por C.B.E. en aceros microaleados, en medios alcalinos, está más enfocada a

tuberías enterradas, como se explica a continuación:

Existe una cantidad creciente de evidencia generada en la pasada década en los Estados Unidos que indica que la C.B.E. puede ocurrir desde el suelo hacia el interior de las tuberías. La manifestación visible de las fallas son grupos de grietas cercanas a una fractura orientadas esencialmente a lo largo de la tubería, las cuales penetran típicamente hasta cerca de la mitad del espesor de la pared del tubo.¹⁴

La falla ocurre cuando la grieta alcanza un tamaño crítico, resultando una fractura que se propaga a distancias considerables, más allá de los límites de las grietas causadas por corrosión bajo esfuerzo, o cuando una grieta penetra completamente el espesor de la pared.

Las grietas inician desde el lado que está expuesto al suelo y sigue una trayectoria intergranular en el acero. Las superficies fracturadas adquieren un depósito negro, compuesto principalmente de magnetita, pero algunas veces también se detectan carbonatos de hierro.

Pequeñas cantidades de líquidos encontrados en los huecos entre el recubrimiento y el tubo cerca de las grietas causadas por C.B.E. son esencialmente una solución de carbonatos-bicarbonatos de sodio diluida. Esto sugiere que el medio ambiente causante de las grietas, en muchas, si no en todas las veces fué la solución carbonatos-bicarbonatos.

La C.B.E. ha sido observada en tuberías de todos los diámetros y espesores de pared comúnmente utilizados. La mayoría de las fallas han ocurrido en el grado de acero de tubería X52, ya que es el más comúnmente usado. En la tabla III aparece la composición de dicho acero. Un gran porcentaje de dichas fallas han sido encontradas cerca de 16 km. después de una estación compresora.¹⁴

Cerca del 70% de las fallas se inician cerca del extremo de la tubería donde se encuentran deterioros del recubrimiento y no hay relación entre la incidencia de la C.B.E. y las características del suelo cerca de las grietas en las líneas.

Los primeros experimentos en laboratorio en 1% de Na_2CO_3 + 1% de NaHCO_3 al potencial libre de corrosión, no mostraron aparición de C.B.E., sin embargo la protección catódica de las líneas pudo promover potenciales más negativos que el potencial de corrosión. La solución que provoca agrietamientos, puede estar más concentrada que la encontrada en zonas adyacentes, ya que el número de soluciones que propiciarán la C.B.E. es muy restringido.

Por los requerimientos electroquímicos requeridos (comportamientos activo-pasivos), es posible predecir que la solución carbonatos-bicarbonatos puede producir C.B.E. en aceros microaleados de tubería. Resultados en pruebas de

C.B.E. a velocidad de deformación constante a potenciales controlados, indicaron que se observará corrosión bajo esfuerzo intergranular en todas los especímenes que demostraron pérdida de ductilidad a potenciales en un rango entre -0.6 a 0.7 vs. ECS. Este es también el intervalo en el cual las curvas de polarización muestran una marcada transición Activa-Pasiva. Ahora bien una solución 1N Na_2CO_3 sin NaHCO_3 no promueve la C.B.E.

Para generar el ambiente específico donde se puede presentar la C.B.E. y alcanzar el potencial crítico, Parkins¹⁴ propone el siguiente proceso:

El agua llega a las superficies del acero donde el recubrimiento está despegado del sustrato. El flujo de corriente catódica desde el sistema de protección catódica a estas regiones cambia el pH del agua, si los iones hidrógeno son reducidos. El pH de 6, un valor típico de muchas aguas, cambia a más de 10; a tan alto valor de pH, el CO_2 es rápidamente absorbido para promover la formación de la solución carbonatos-bicarbonatos. La situación de transferencia de calor existente a través de las paredes de la tubería, puede dar como resultado una concentración de las soluciones diluidas, produciéndose el soporte suficiente para el agrietamiento, terminando en la aparición de cristales de carbonato de sodio en las superficies de la tubería cercanas a la grieta.

La aplicación de la corriente catódica de magnitud apropiada puede causar que la superficie se polarice dentro del rango crítico. Por todo esto la protección catódica juega un papel importante en la generación del agrietamiento por C.B.E.

Se ha sugerido que el proceso controlante de la C.B.E. en tubería de acero microaleado es la disolución en la punta de la grieta, ya que los valores obtenidos al usar la densidad de corriente efectiva que pasa en una superficie a un potencial adecuado en una solución $1N Na_2CO_3 + 1N NaHCO_3$, en la ecuación de Faraday, coinciden con los valores encontrados de velocidad de avance de grieta en los casos reales.

2.6. INFLUENCIA DE LAS INCLUSIONES Y LA MICROESTRUCTURA EN LA CORROSION Y EL AGRIETAMIENTO AMBIENTAL

Trabajos previos indican que la resistencia a la corrosión uniforme de un acero está fuertemente influenciada por el tipo de inclusiones de sulfuros que contengan. A su vez, la susceptibilidad de las inclusiones de sulfuros a la disolución, depende de su composición química ³¹

Se ha demostrado que las inclusiones del tipo $(Mn,Ca)_S$ y CaS confieren al metal un carácter más noble, (especialmente las de CaS) que las inclusiones del tipo MnS .

Se sabe que las inclusiones del tipo CaS y (Mn,Ca)S se comportan como zonas catódicas, mientras que la matriz que los rodea se comporta anódicamente. Pequeños precipitados de (Fe, Mn)S localizados en los bordes de algunas inclusiones de MnS, afectan en mayor grado la actividad de las mismas, propiciando la disolución total de la inclusión y propagando el ataque a la matriz ³¹.

El agrietamiento Inducido por Hidrógeno (HIC), está muy relacionado con las inclusiones. Los sitios de iniciación de grietas internas, empiezan desde inclusiones elongadas de MnS corriendo hacia otra inclusión, creciendo de una manera escalonada.³² Por lo que los parámetros de interés serán:

Tamaño: Las inclusiones grandes y largas atraparán mas hidrógeno. La probabilidad que una inclusión grande esté situada en una región de baja cohesión, por ejemplo un límite de grano, es alta , por lo tanto la concentración critica de hidrógeno C_k para la iniciación de la grieta en inclusiones decrece con el tamaño. (Se necesitan menos inclusiones grandes para promover el HIC).

Forma: Las inclusiones elongadas son más propensas al agrietamiento que las redondas. Esto ha sido demostrado por la relación de factores de alta concentración de esfuerzos, desarrollados en la punta de las inclusiones elongadas.

Distribución: Una distribución homogénea es mas resistente al HIC, que aglomerados de ellas, ya que en los aglomerados

con inclusiones cercanas, el esfuerzo de corte corre de inclusión a inclusión, lo que facilita la iniciación y propagación de las grietas.

Microestructuras: Estructuras duras tales como martensita o bainita revenida encontradas en zonas segregadas dan un valor mas bajo de C_k para la iniciación de grietas en inclusiones. Según Charles³², las microestructuras que no contengan microconstituyentes de templado y revenido son mejores.

Densidad: Si la fuente de hidrógeno no está definida, una gran densidad de inclusiones puede dar origen a grietas pequeñas. Esto es debido a la competencia entre todas las trampas de MnS que hacen que sea difícil de alcanzar el C_k . Por otro lado, si la cantidad de hidrógeno introducida es suficiente, el C_k puede ser alcanzado y la propagación de grietas puede ocurrir muy rápidamente. Por lo tanto, usar una gran densidad de inclusiones no es una solución válida. Por otra lado, teniendo una densidad prácticamente nula de inclusiones será muy benéfico y esto se alcanza en aceros con muy bajo azufre.³²

La influencia de las inclusiones sobre la dirección de la carga aplicada y los procesos de agrietamiento inducido por hidrógeno se muestra en la figura (4). En el caso de aceros con altos contenidos de azufre ($S > 6 \cdot 10^{-3} \%$ peso) La dirección transversal corta al sentido del laminado es muy

susceptible al HIC. Este no es el caso para los aceros de bajo contenido de azufre. ($S < 1 \cdot 10^{-3} \%$ peso). En este caso los esfuerzos de cedencia no cambian mucho con la dirección de la carga aplicada. En las condiciones reales de servicio, donde los esfuerzos aplicados son en todas direcciones (Esfuerzos residuales por soldadura, corrosión por picaduras, etc.) un acero con muy bajo azufre, se comportará de una manera uniforme.³²

2.6.2 CONTROL MICROESTRUCTURAL Y DE IMPUREZAS.

La resistencia al agrietamiento ambiental de los aceros de tubería ha sido aumentada por el uso de las prácticas de colada continua en su obtención⁷³, y es necesario implantar mejoras en la tecnología con el propósito de optimizar el control de impurezas.

Malcolm³³ menciona que la reducción de la segregación de sulfuros, fosfuros, carbono y manganeso tratados posteriormente con calcio o metales de las tierras raras, para el control de las inclusiones, asegura la virtual desaparición de la Corrosión Bajo Esfuerzo, del Agrietamiento Inducido por Hidrógeno y del agrietamiento escalonado, en los aceros microaleados.

Por su parte, Kanedo³⁴ afirma que el control de la microestructura es efectivo para mejorar la resistencia al agrietamiento por esfuerzos por sulfuros (Sulfide Stress

Cracking SCC) y que una microestructura compuesta por granos ferríticos finos recristalizados con una distribución homogénea de carburos finos es la más adecuada. Parkins ¹⁴ propone que ciertos tratamientos térmicos pueden promover la resistencia a la C.B.E. y la reducción del tamaño de grano es altamente benéfica.

Toda esta experiencia en los aceros microaleados de tubería, puede ser transferible a los aceros microaleados de refuerzo, en donde un buen control microestructural y de impurezas, puede optimizar el desempeño de estos materiales durante el servicio.

CAPITULO III

AGRIETAMIENTO ASISTIDO POR EL AMBIENTE

3.0 AGRIETAMIENTO AMBIENTAL O AGRIETAMIENTO

ASISTIDO POR EL AMBIENTE.

El Agrietamiento asistido por el ambiente (Environmentally Assisted Cracking EAC), es un término genérico que engloba la Corrosión Bajo Esfuerzo (C.B.E.), la Corrosión-Fatiga, la Fragilización por metal líquido (LME) y el Agrietamiento Inducido por Hidrógeno.(HIC). El ambiente puede ser sólido, líquido o gaseoso³⁵.

La Corrosión-Fatiga es el resultado de la aplicación de esfuerzos repetidos o fluctuantes, dentro de un ambiente sobre un material. Este tipo de fenómeno es caracterizado por la corta vida media que presenta el material, comparándola contra su comportamiento en la sola presencia de las fluctuaciones de esfuerzos, o el ambiente corrosivo por si solo.

La Corrosión-Fatiga, así como la Fragilización por metal Líquido no se han incluido en esta revisión, por lo que el término Agrietamiento ambiental se referirá exclusivamente a Corrosión Bajo Esfuerzo y Agrietamiento Inducido por Hidrógeno.

3.1 CORROSION BAJO ESFUERZO

El fenómeno de corrosión bajo esfuerzo, se puede definir como el agrietamiento ocasionado por la acción combinada de esfuerzos de tensión y medios corrosivos; se trata de un fenómeno común en aleaciones expuestas a esfuerzos de extremada tensión y corrosión del medio o ambiente. Esto sucede también bajo circunstancias menos severas, en combinación con la acción de la tensión residual y un medio ambiente específico enfrentado durante servicio. Esto se ha manifestado como un defecto mecánico debido a circunstancias adscritas al agrietamiento, donde, en ausencia de la corrosión, no sería factible vislumbrar un defecto.³⁶

Históricamente, las aleaciones de base cobre son las primeras en las cuales se registró este fenómeno, concretamente en el latón de cartuchería, y el término que se le dió entonces fué el de "agrietamiento de estación". En este caso se vió la importancia que tenía el amoniaco o vapores de amonia en la aparición del fenómeno. Los casquillos de munición conservan grandes tensiones residuales procedentes de la manufactura y el medio corrosivo específico antes mencionado provocaba la inutilización de la munición.

Otro de los primeros casos prácticos, fue el del agrietamiento de calderas de vapor conteniendo remaches. los

esfuerzos en los remaches siempre excedían el límite elástico del material y debido a que el agua de la caldera siempre se le trataba con álcalis para minimizar la corrosión, las hendiduras entre las placas de la caldera y los remaches permitían una concentración del agua de la caldera. Cuando la concentración alcanzaba cierto valor, la corrosión bajo esfuerzo comenzaba conduciendo en muchas ocasiones a una explosión. Debido a que los álcalis fueron reconocidos como una de las causas, a las fallas de esta clase se le denominó primeramente como "fragilidad caústica".

La idea de que un agente corrosivo específico era necesario para producir la C.B.E. en una aleación dada, fue aceptada, sin embargo ésta es una simplificación del problema.

El número de ambientes que promueven la corrosión bajo tensión en aceros ferríticos continúan incrementándose con el tiempo. El concepto de especificidad perdura en el sentido en que no todos los medios propician la falla. Existen aleaciones como los aceros de alta resistencia, en los que el concepto de especificidad puede ser prácticamente olvidado, ya que para condiciones de esfuerzo nominal constante, el material puede fallar en cualquier solución acuosa, medios orgánicos o gaseosos de los cuales se pueda desprender hidrógeno para que penetre al metal. Además bajo condiciones de carga cíclica, el crecimiento de las fisuras

o grietas puede ocurrir en muchos materiales en medios que usualmente no promueven la C.B.E.

Existen muchos artículos en los cuales los autores intentan probar que una falla particular resulta de la presencia de trazas de NO_3^- , o OH^- . Esto se ha incrementado en los últimos 30 años, incluyendo la falla de corrosión bajo esfuerzo en aceros de baja resistencia ferríticos que puede resultar por la presencia de otras especies.³⁷ En la tabla V se presentan los materiales y medios donde se presenta la corrosión bajo esfuerzo.

Hasta hace alrededor de 30 años la investigación sobre la C.B.E. tenía un carácter puramente descriptivo y el principal objetivo era el de recolectar datos cualitativos y empíricos. Ha sido hasta muy recientemente que se ha logrado un progreso considerable en el desarrollo de métodos cuantitativos para la C.B.E. Los modelos matemáticos para procesos de fisuración permiten a los investigadores unificar puntos de vista diferentes y determinar su significado para condiciones específicas.

La manifestación visible de la corrosión bajo esfuerzo son grietas que dan la impresión de una fragilidad inherente en el material, ya que las grietas se propagan con una deformación macroscópica muy pequeña. De hecho un metal que falla por C.B.E. usualmente se apega a la ductilidad de ese material y a grosso modo, la combinación de circunstancias

que causan que un metal normalmente dúctil se comporte de esta manera son la presencia de un medio, un esfuerzo de tensión de suficiente magnitud, un requisito metalúrgico específico en términos de la composición y estructura, como es la presencia de segundas fases, inclusiones, precipitados y segregaciones en los límites de grano y un intervalo de potencial electroquímico.

3.1.2 REQUERIMIENTOS ELECTROQUIMICOS

Mientras que el fenómeno de corrosión bajo esfuerzo se manifiesta como una forma localizada de corrosión, es claro que su ocurrencia requiere de un balance crítico entre una conducta activa y una pasiva, ya que una superficie generalmente activa sufrirá corrosión uniforme o picaduras, mientras que para una superficie completamente pasiva no exhibirá ningún ataque. De la misma manera, la geometría de una grieta requiere que las reacciones que ocurren en la punta de la grieta procedan a una velocidad considerablemente mas rápida que cualquier proceso de disolución que pudiera ocurrir en las superficies expuestas del metal, incluyendo las paredes de la grieta. Es de esperarse entonces que, en términos generales, la C.B.E. ocurra en aquellas condiciones de potencial donde las transiciones activo-pasivo son observadas.

Las zonas que cumplen estos requisitos, relativas a la curva de polarización, son las mostradas en la figura (5). Las zona 2 y 3 están asociadas a la región de pasividad, mas allá de la zona 3 se encuentra la región de picaduras y entre las zonas 1 y 2 está la zona de ataque generalizado, mientras que abajo de la zona 1 se encuentra la región de protección catódica. La existencia de las zonas 2 y 3 está relativamente justificada en vista de su proximidad a zonas de inestabilidad de la película pasiva. En las zonas 2 y 3 la superficie se encuentra normalmente pasiva, pero lo suficientemente cerca de regiones inestables, como para poder recuperar la pasividad después de una ruptura de la película.³⁸

La existencia de la zona 1 es más difícil de justificar en vista de que generalmente se ha establecido un fenómeno de superficies activas libres de películas, asociadas con la pendiente positiva semilogaritmica en la región activa. Presumiblemente estas regiones desde las condiciones de equilibrio de una superficie limpia, están dominadas por la reacción anódica, la existencia de alguna reacción de película a potenciales mas negativos es poco probable.

Sin embargo se han identificado muchos casos de C.B.E. en la zona 1, estos patrones sugieren que el pico activo, el cual existe en muchos sistemas puede no estar asociado realmente con un comportamiento inicial libre de película, sino con una región de inestabilidad general de una película

protectora. Las bases de esta aseveración obviamente necesitan aclararse.³⁸

3.1.3 INICIO Y PROCESOS QUE INTERVIENEN EN LA C.B.E.

La forma en que los esfuerzos y el ambiente trabajan juntos para realizar el agrietamiento es mostrada en las figuras (6) y (7), en las cuales se aprecia una secuencia general de los eventos que se llevan a cabo durante el inicio y avance de la C.B.E.

Está bien establecido que cuando un ambiente acuoso está involucrado, la naturaleza química de la solución en la punta de la grieta, incluyendo el pH, puede diferir significativamente de la composición química en el seno de la solución. Las propiedades del volumen de la solución, pueden tener menos importancia en la fase de iniciación del agrietamiento. Además, la presencia de productos de corrosión en la fase de agrietamiento puede tener influencia en la velocidad de propagación, en algunos casos por causar acuñamiento de la grieta y en otros casos, por la interferencia con la circulación entre la solución y la región de la punta de la grieta.³⁵

Hablar de un mecanismo general para la C.B.E. es un poco difícil, debido a que los procesos que operan son muy específicos en los diversos pares medio ambiente-condiciones metalúrgicas. Desde otro punto de vista se puede

decir que hay un mecanismo general, en el sentido de que el proceso de deslizamiento de planos siempre opera, y la disolución como la reducción electroquímica siempre se presentan³⁵.

En la figura (8) se presenta un montaje mostrando muchos de los procesos más comunes que se pueden presentar en la C.B.E., por lo tanto, es muy importante el grado en el cual cada uno de estos componentes se presenta para controlar el proceso de agrietamiento. Para alcanzar las condiciones de agrietamiento sólo tres o cuatro procesos operando juntos son necesarios. Es esta combinación crítica de procesos, lo que constituye el "mecanismo".³⁵

3.1.4 ESFUERZOS TENSILES Y COMPRESIVOS

Existe acuerdo que los esfuerzos tensiles son una condición necesaria para las fallas por corrosión bajo esfuerzo.³⁹ y se ha deducido que los esfuerzos compresivos no pueden inducir fallas por corrosión bajo tensión ó inducidas por hidrógeno.

Si el mecanismo de fallas por corrosión bajo tensión resulta por una disolución anódica, la función del esfuerzo es producir labios y la ruptura de capas en la punta de la grieta de tal manera que esta pueda propagarse via la disolución anódica de metal fresco.⁴⁰

Los esfuerzos compresivos pueden también causar labios y rupturas de capas, y entonces los procesos de disolución anódica pueden ocurrir bajo esfuerzos de compresión.⁴¹

A principios de 1944, Scheil⁴² reportó un ejemplo de falla por corrosión bajo esfuerzos compresivos. Trabajos posteriores²⁵ demostraron que esfuerzos compresivos macroscópicos pueden inducir la falla por corrosión bajo esfuerzos en aceros inoxidables 304, en una solución del 42% de $MgCl_2$ hirviendo. Sin embargo el periodo de incubación bajo esfuerzos compresivos es mayor en uno o dos órdenes de magnitud que bajo esfuerzos tensiles, y la velocidad de propagación de las fallas por corrosión bajo esfuerzo compresivo es mucho más baja que bajo esfuerzos tensiles.⁴³

3.2 MODELOS DE CORROSION BAJO ESFUERZO

El problema de explicar el porqué una falla debida a un proceso de CBE procede a lo largo de un frente angosto, conservando una geometría característica, ha dado lugar al surgimiento de muchas teorías y modelos diseñados para lograr un entendimiento detallado del proceso. Las teorías que han sido sugeridas van desde consideraciones puramente de mecánica de fractura, hasta argumentos relacionados exclusivamente con disoluciones químicas.

3.2.1. MODELOS ELECTROQUIMICOS DE DISOLUCION

Durante las últimas décadas, muchos investigadores han

propuestas explicaciones del fenómeno de C.B.E. basadas en la premisa de que la deformación plástica en la punta de la grieta aumenta la velocidad de la corrosión localizada.

Logan ⁴⁴, sugirió un modelo de ruptura de película, en donde los esfuerzos destruían la capa pasiva en regiones muy estrechas, normales a los esfuerzos aplicados sobre la superficie metálica. Este material desprovisto de película pasivante se convierte en ánodo con respecto a las áreas catódicas cubiertas con las películas. Se pensaba que estas áreas eran muy pequeñas en comparación con las áreas catódicas, de aquí que se produjera un ataque electroquímico rápido en los ánodos.

Hoar y Coautores ^{45, 46, 47, 48} propusieron un mecanismo mecano-químico para la propagación de grietas por corrosión bajo esfuerzo en aceros al cromo-níquel 18-8 en soluciones de cloruros a la temperatura de ebullición. Los frentes propagantes de las grietas se supusieron ánodos, y para justificar que el frente de la grieta se disolvía de 0.5 a 2 A/cm² con no más de unos cuantos mV. de polarización, se sugirió que esto era posible debido a que el metal en el frente de propagación estaba cediendo plásticamente bajo el alto esfuerzo que ahí se aplicaba; esta cedencia activa la superficie metálica de tal suerte que se disuelve anódicamente a velocidades elevadas bajo una polarización muy pequeña.

Hoar y West⁴⁸ concluyeron que es posible que el gran incremento en la reactividad anódica durante la cedencia se debiera ya sea a un aumento considerable en el número de átomos superficiales capaces en cualquier instante, de reaccionar como planos de deslizamiento o dislocaciones emergentes a la superficie, o por una reducción sustancial de la energía de activación térmica de los sitios atómicos causada por la energía de cedencia presente; o por ambos efectos conjuntamente. Concluían que la disolución anódica del acero inoxidable 18-8 asistida por deformación plástica era un mecanismo mecano-químico y no el resultado de acciones consecutivas de procesos mecánicos y químicos por separado en el frente de propagación ya que este estaba cediendo plásticamente bajo el alto esfuerzo que ahí se aplicaba.

La emergencia de planos de deslizamiento a la superficie fue propuesta por Staehle y su grupo⁴⁹ como un factor necesario, aunque no crítico, en la corrosión bajo esfuerzo de aleaciones cúbicas centradas en las caras de Fe-Cr-Ni en cloruros a temperatura de ebullición. De acuerdo al modelo, el plano de deslizamiento emergente rompe una película pasivante exponiendo así metal no pasivo, el cual se disuelve subsecuentemente a una velocidad muy rápida. El hecho de que tal proceso era considerado necesario aunque no crítico, está basado en observaciones de que la disolución asistida por la emergencia de dislocaciones ocurre también en hierro y níquel puros, los cuales se sabe que son

resistentes a cloruros. Las sugerencias descritas por Staehle son similares a aquellas ya enunciadas por Logan en su teoría de la C.B.E. de la "ruptura de película".

Otro modelo desarrollado por Hoar y Jones⁵⁰ es aquel que está basado en el concepto de una punta de grieta libre de una película pasivante por deformaciones rápidas. Estudiando la conducta anódica de acero al carbón (0.1% C) en forma de alambre en una solución 10 M. de hidróxido de sodio a 121°C., bajo condiciones estáticas y de cedencia (Velocidades de deformación entre 1.5 y 4.36% /min), Hoar y Jones encontraron que el material estático formó una película de magnetita adherente y muy coherente en el intervalo de potencial de -0.6 a -0.850 V vs (EEH), mientras que la densidad de corriente anódica cayó aproximadamente de 0.2 mA/cm² en el área de metal desnudo producida por el agrietamiento de la película de óxido.

Hoar concluyó de estos resultados que la propagación de grietas ocurría debido a que el metal desnudo en el frente de avance de la grieta bajo un régimen de cedencia, se puede disolver varios cientos de veces más rápido que el metal de las paredes estáticas de la grieta, el cual está continuamente protegido por el crecimiento de la película. Así pues, la grieta mantiene su actividad y los esfuerzos elevados en su frente mantienen la cedencia dúctil del metal, de tal suerte que el avance electroquímico de la grieta proceda sin la necesidad de cualquier proceso

mecánico.

Parkins⁵¹ había ya indicado un mecanismo de agrietamiento similar para aceros al carbón en soluciones de carbonato y bicarbonato. Él observó que la transición activo-pasivo que debe de ocurrir sobre los lados de una grieta que se propaga, no es sólo dependiente de la composición de la solución o del metal, sino también del grado de esfuerzo al cual el metal se expone por deformaciones plásticas resultantes del esfuerzo. Se sugiere que no es el esfuerzo en sí lo que es importante, sino la deformación o velocidad de fluencia que es producida. Las condiciones de la punta de la grieta para una falla de C.B.E. deben de involucrar un balance entre el crecimiento de película y la exposición de metal por deformación.

Una implicación importante del efecto de la velocidad de deformación con respecto a los resultados obtenidos en ensayos bajo cargas o esfuerzos constantes, es que las grietas continuarán propagándose sólo si su velocidad de avance es suficiente para mantener (por el incremento del esfuerzo asociado) una velocidad de deformación en la punta de grieta mayor que la velocidad mínima requerida para el proceso de agrietamiento. Es de esperarse entonces que aquellas grietas que están sujetas a esfuerzos por debajo del valor crítico o umbral, detendrán su propagación.

Parkins⁵¹ concluye de este argumento que el esfuerzo crítico determinado por ensayos de carga constante o de deformación constante no es el esfuerzo por debajo del cual el agrietamiento no ocurre, sino que es aquel al cual el agotamiento de la fluencia que viene posterior a la carga inicial, ocurre mas rápidamente que la fluencia que se incrementa debido a la extensión de la grieta.

Conors⁵² propone que para un rango de potenciales de polarización, el agrietamiento puede ocurrir si la velocidad de deformación en el acero excede el nivel necesario para prevenir los productos de corrosión de la grieta. Esta idea fué posteriormente extendida además con la sugerencia de que la punta de la grieta fluya es un parámetro importante en el proceso de agrietamiento. Datos experimentales demuestran que la fluencia en la punta de la grieta es crítico en la C.B.E.

Se cree que el umbral de falla en ciertas condiciones depende de un promedio o límite de velocidad de fluencia que se puede exceder después que la fisura es expuesta al esfuerzo y al electrolito. Los datos experimentales muestran que bajo condiciones de intensidad de esfuerzos constante, el esfuerzo dinámico en la punta de la grieta disminuye con el tiempo como una fluencia en la zona plástica tendiendo a la extrusión. Por lo tanto, la magnitud de la intensidad de esfuerzo aplicado tiene una pequeña influencia directa sobre la velocidad de fluencia de la

punta de la grieta. Consecuentemente, si la condición de propagación de la punta de la grieta es exceder un promedio crítico de la velocidad de deformación en la punta de la grieta, el umbral de la C.B.E. no debe tomarse necesariamente como un valor constante de intensidad de esfuerzos.

Scully^{53,54,55} desarrolló un modelo que explica el crecimiento de grietas. El requisito electroquímico principal para un mecanismo de agrietamiento controlado por disolución anódica, es un retraso crítico en el tiempo de repasivación, durante el cual cierta carga coulombica fluye. La velocidad de deformación en la punta de la grieta y la velocidad de repasivación se encuentran en un estado crítico y permanente de desbalance. Los parámetros mecánicos y metalúrgicos que controlan la velocidad de deformación, se abaten con el relajamiento de esfuerzo después de un incremento en el crecimiento de la grieta. La disminución en la velocidad de deformación dependerá del esfuerzo aplicado al espécimen y del exponente de trabajo en frío de la aleación.

3.2.2. CORRELACION ENTRE LA VELOCIDAD DE DISOLUCION OBSERVADA Y LA VELOCIDAD DE PROPAGACION DE UNA GRIETA

Una de las premisas básicas de los mecanismos de disolución electroquímicos es que la corrosión bajo esfuerzo involucra una disolución muy localizada para que los

requisitos geométricos de una grieta se cumplan. La velocidad de disolución puede expresarse como la velocidad de la propagación de la grieta:

$$V = i\alpha M/ZF... (1)$$

en donde $i\alpha$ es la densidad de corriente anódica, M , es la masa atómica del metal, Z , el número de electrones y F la constante de Faraday. Tanto $i\alpha$ como V , dependerán de la naturaleza de la fase que se disuelve y también de los procesos catódicos asociados que ocurren en regiones vecinas las cuales necesitarán producir una corriente suficiente para balancear la correspondiente a la de la punta de la grieta. La naturaleza química de los sitios para estas reacciones serán por lo tanto muy importantes.

Sin embargo, se ha sugerido que se puede obtener una correlación razonable entre la propagación de una grieta y las velocidades de disolución, sólo para cuando $i\alpha$ corresponda a la corriente medida de la superficie metálica descubierta y expuesta a la solución en la ausencia de cualquier película protectora o especies adsorbidas. Resulta claro que el valor de corriente necesario para satisfacer la predicción de la velocidad de propagación de una grieta, se debe en gran parte a la condición de tener una superficie expuesta desprovista de película y no al resultado de procesos y deformación plástica en la punta de la grieta.

Bech⁵⁶ realizó mediciones de la velocidad de repasivación de Ti en electrolitos de HCl, inmediatamente

después de fracturar sus especímenes, obteniendo densidades de corriente instantáneas de varios amperes por centímetro cuadrado, iniciándose el proceso de repasivación en cuestión de milisegundos debido a la formación de una monocapa de óxido sobre la superficie recién generada.

Ambrose y Kruger⁵⁷ estudiaron la repasivación de acero de bajo carbono en soluciones de nitratos y nitritos y la del Ti en electrolitos de nitratos y cloruros, usando la técnica de triboelipsometría (Técnica de abrasión). De nuevo, se obtuvieron corrientes transitorias enormes, presentándose el fenómeno de repasivación en un tiempo de pocos milisegundos después del cese de la abrasión.

Diegle y Vermilyea⁵⁸ estudiaron las corrientes transitorias de repasivación en el sistema Fe/Solución caústica después de deformar los electrodos polarizados potencioestáticamente con la ayuda de un equipo que aplicaba un peso (esfuerzo) en caída súbita. Dicho aparato podía producir deformaciones de aproximadamente 5% en 1 mseg. Los autores reportaron que la repasivación en este sistema se caracteriza por picos en la densidad de corriente anódica del orden de 1 A/cm^2 después de la fractura de la película superficial, con el inicio de la repasivación en milisegundos debido a la formación de una o dos monocapas de un producto de reacción no indentificado.

Así, en un proceso controlado por disolución existe una

densidad de corriente altamente localizada. Se considera que el aspecto morfológico de la grieta producida por disolución necesita ser examinado con más detalle.

En este contexto, dos circunstancias diferentes pueden ser propuestas: a) Un camino pre-existente y b) Un camino generado por la deformación.

3.2.3 CAMINOS PREACTIVOS EXISTENTES O CORROSION INTERGRANULAR.

La aleación puede exhibir aspectos estructurales, ya sea como segregados o como precipitados, usualmente en los límites de grano, los cuales causan el establecimiento de celdas galvánicas locales, es decir, se está involucrando un camino pre-existente, tal como lo sugirió Dix⁵⁹ originalmente en 1940. Este investigador propuso que se establecían celdas galvánicas entre el metal y caminos anódicos como resultado de la presencia de fases heterogéneas a lo largo de los límites de grano. Cuando la aleación se somete a una tensión y es expuesta a un ambiente corrosivo, la acción localizada de una disolución electroquímica en el metal, inicia una grieta. Además, el esfuerzo aplicado fractura efectivamente cualquier película frágil de productos de reacción en la punta de la grieta, exponiendo, por lo tanto, material anódico al medio corrosivo. Apoyando a este mecanismo, estaban las mediciones de potencial del metal en los límites de grano, el cual era más negativo o activo con respecto al potencial de los

densidad de corriente altamente localizada. Se considera que el aspecto morfológico de la grieta producida por disolución necesita ser examinado con más detalle.

En este contexto, dos circunstancias diferentes pueden ser propuestas: a) Un camino pre-existente y b) Un camino generado por la deformación.

3.2.3 CAMINOS PREACTIVOS EXISTENTES O CORROSION INTERGRANULAR.

La aleación puede exhibir aspectos estructurales, ya sea como segregados o como precipitados, usualmente en los límites de grano, los cuales causan el establecimiento de celdas galvánicas locales, es decir, se está involucrando un camino pre-existente, tal como lo sugirió Dix⁵⁹ originalmente en 1940. Este investigador propuso que se establecían celdas galvánicas entre el metal y caminos anódicos como resultado de la presencia de fases heterogéneas a lo largo de los límites de grano. Cuando la aleación se somete a una tensión y es expuesta a un ambiente corrosivo, la acción localizada de una disolución electroquímica en el metal, inicia una grieta. Además, el esfuerzo aplicado fractura efectivamente cualquier película frágil de productos de reacción en la punta de la grieta, exponiendo, por lo tanto, material anódico al medio corrosivo. Apoyando a este mecanismo, estaban las mediciones de potencial del metal en los límites de grano, el cual era más negativo o activo con respecto al potencial de los

granos.

Ejemplo de aleaciones conteniendo caminos pre-activos incluyen al acero al carbono, latón 70Cu-30Zn, aleaciones de titanio, zircaloy-2 y aceros inoxidable austeníticos. En algunos casos, estas aleaciones exhiben corrosión intergranular en un estado libre de esfuerzos de tensión, debido probablemente a la solubilidad de los productos de corrosión. Si éstos son insolubles y relativamente no porosos, una función del esfuerzo aplicado es la de causar una fractura continua de la película. Los aceros al carbono exhiben agrietamiento intergranular en un gran número de ambientes, por ejemplo, NO_3^- a temperaturas superiores a los 75°C , en OH^- , CO_3^{2-} , HCO_3^- , etc.

En materiales sin tensionar existe una ligera penetración intergranular preferencial bajo condiciones de circuito abierto, incrementándose por polarización anódica externa. El estudio de la corrosión preferencial en los límites de grano, ha sido el tema de numerosas investigaciones. Si bien los efectos electroquímicos de nitruros o carburos precipitados en los límites de grano pueden ser de importancia, su presencia no es necesaria. Trabajos sobre hierro de alta pureza han demostrado que puede existir corrosión intergranular a partir de la segregación de elementos a los bordes de grano en un material con una sola fase.

La corrosión intergranular se ha observado en aceros inoxidables austeníticos en soluciones de H_2SO_4 / NaCl a temperatura ambiente. Cuando se les aplica un esfuerzo ocurre una transición a un agrietamiento transgranular siempre y cuando la velocidad de corrosión total no sea muy alta.

Para explicar el fenómeno de la corrosión intergranular que se presenta en los aceros austeníticos, se han propuesto distintas teorías, de las cuales dos son las más importantes:

3.2.4 TEORIA DEL EMPOBRECIMIENTO DE CROMO

Esta basada en un contenido mínimo de Cromo necesario, disuelto en el acero inoxidable, para mantener la resistencia a la corrosión. Si el contenido de cromo es menor al 13%, el acero está propenso a la corrosión. La precipitación de carburo de cromo en los límites de grano, agota la matriz en contenido de carbono y cromo, empobreciendo la zona adyacente y dejándola expuesta al ataque corrosivo intergranular.

3.2.5 TEORIA DE LA SEGREGACION DE SOLUTO

La Teoría de segregación de soluto, asocia la corrosión intergranular a la presencia de impurezas como: Azufre, fósforo, silicio y nitrógeno, las cuales se segregan como soluto o formando segundas fases en el límite de grano,

alterando así las propiedades químicas y mecánicas del metal.

La segregación endurece el límite de grano y provoca un movimiento de vacancias sobre el mismo. También, aumenta la diferencia de potencial electroquímico debido a la diferencia en composición química entre la matriz y el límite de grano. Se dice, que las impurezas no son iniciadoras de la corrosión intergranular, pero afectan la nucleación y crecimiento de los carburos.

Para todos estos ejemplos de corrosión intergranular está implícito que la velocidad de penetración en el límite de grano es mucho más rápida que la velocidad de disolución de las caras expuestas de los granos. Esta disparidad necesaria en las velocidades de corrosión surge de una combinación de diferencias en reactividad y en la velocidad de formación de la película como ya se ha mencionado anteriormente.

3.2.6 CAMINO GENERADO POR UN ESFUERZO

Donde tales caminos activos pre-existentes sean inoperativos o no existan, la deformación plástica en el metal subyacente puede producir la inestabilidad mecánica de la película protectora exponiendo metal activo, como fué sugerido por Logan.⁴⁴.

El camino activo por donde la grieta se propaga, se genera como consecuencia de un evento alterno de una deformación destructora y una repasivación.

Mucha discusión se ha centrado en el papel de las dislocaciones a las cuales se les considera como reactivas con respecto a la matriz debido a su movimiento o debido a las diferencias composicionales que surgen de arreglos atómicos, por ejemplo, alrededor de fallas de apilamiento o regiones de orden de corto alcance. Mucho de estas ideas provienen de estudios en laminillas muy delgadas. Scamans y Swann⁵⁶ examinaron la interacción de aceros inoxidable austeníticos con $MgCl_2$ en este sistema. Se observaron túneles en las bases de picaduras activas y en las hendiduras creadas por planos de deslizamiento.

Se sugiere que con el mecanismo de caminos activos generados por esfuerzos, la velocidad de agrietamiento dependerá tanto de la velocidad de crecimiento de la película, como del espesor, la condición plástica o frágil y la magnitud de esfuerzos internos que contenga como resultado de la manera en que se depositó dicha película..

La pregunta de si el mecanismo de camino activo generado por el esfuerzo resultará en un agrietamiento inter o transgranular es aún muy controvertida.

Algunas veces se argumenta sobre las deformaciones plásticas que tienden a concentrarse en los límites de

grano, formando redes de dislocaciones que proveen abundantes fuentes para un flujo plástico, promoviendo un agrietamiento intergranular. Por otro lado, el agrietamiento transgranular será favorecido por deslizamientos planares y será facilitado por lo tanto por esfuerzos bajos cuando deformaciones plásticas produzcan redes de dislocaciones que bloqueen los deslizamientos planares.

3.3 MODELOS MATEMATICOS PARA PREDECIR

LA CORROSION BAJO ESFUERZO

La corrosión bajo esfuerzo de aleaciones de fases dúctiles centradas en las caras (fcc) ha sido observada y genera fractura frágil macroscópica transgranular o intergranular.

Muchos mecanismos han sido propuestos para explicar este comportamiento y cada mecanismo corresponde a datos experimentales. Sin embargo ninguno puede explicar los diferentes casos de agrietamientos asistidos por medios agresivos.⁶¹

En el mecanismo propuesto por Galvele⁶² basado en la movilidad de la superficie, el esfuerzo en la punta de la grieta favorecerá el movimiento de un átomo A a la posición B figura (9), introduciendo una vacancia en la punta de la grieta y avanzando una distancia atómica. El paso que determinará la velocidad será la rapidez a la cual el exceso

de átomos son transportados por difusión superficial desde la punta de la grieta a una nueva posición (sitios B-C-D)

Este mecanismo involucra una movilidad creciente de los átomos hacia la superficie libre de la grieta. La velocidad de avance de la grieta es en este caso una función de la movilidad de la superficie, la cual está relacionada con la naturaleza de la capa absorbida y de la concentración de esfuerzos en la punta de la grieta. Este mecanismo fué desarrollado, como un mecanismo general para explicar el agrietamiento asistido por el ambiente, y se aplicó a C.B.E., Fragilidad Inducida por Hidrógeno y Fragilización por Metal Líquido.

La velocidad de crecimiento de la grieta sigue la relación:

$$V = D_s/L [\exp(\sigma d + \alpha E_b / kT) - 1] \dots (2)$$

donde:

D_s es el coeficiente de autodifusión de la superficie.

L es la Distancia de difusión entre átomos o vacancias

σ es el esfuerzo elástico en la superficie de la punta de la grieta.

α es función de la saturación de hidrógeno

E_b es la energía de vacancias por hidrógeno ($E_{F_0} = 0.53$ ev.)

d es el tamaño de los átomos.

k es la constante de Boltzmann

T es la temperatura absoluta K

Cuando no está presente el hidrógeno, $\alpha = 0$ y la expresión queda:

$$V = Ds/L [\exp(\sigma d^3 / kT) - 1] \dots (3)$$

Para un tensión muy pequeña $\sigma d^3 \ll kT$ y

$$V \approx Ds/L (\sigma d^3 / kT) \dots (4)$$

El coeficiente de autodifusión de la superficie está relacionado con las temperaturas de fusión de los productos de corrosión absorbidos en la punta de la grieta y se calcula por medio de la siguiente expresión:

$$Ds (\text{m}^2 \text{s}^{-1}) = 740 \cdot 10^{-4} \exp -(30T_m / RT) + 0.014 \cdot 10^{-4} \exp -(13T_m / RT) \dots (5)$$

donde R es la constante de los gases en $\text{cal mol}^{-1} \text{k}^{-1}$, T la temperatura absoluta, y T_m es el punto de fusión de la impureza absorbida en la superficie de la punta de la grieta.

Este modelo da una buena correlación como lo muestra la figura (10), donde se calcularon las diferentes velocidades de avance de grietas y se comparan contra los datos experimentales obtenidos por Speidel⁶³.

Sin embargo el mecanismo no predice las características cristalográficas y está principalmente relacionado con películas superficiales bidimensionales⁶¹.

Por esto, más que nunca es muy promisoria la idea de una plasticidad localizada y creciente. Han sido publicados mecanismos basados en el efecto de disolución anódica sobre los procesos de deslizamiento en la punta de la grieta, como se mencionó anteriormente, siendo estos muy atractivos ya que toman en cuenta la fuerte correlación entre la cantidad de disolución y la velocidad de la grieta, pero la transición desde la plasticidad localizada y creciente hasta la fractura frágil macroscópica no es obvia.

A continuación se presentan algunos de dichos modelos.

La mayoría de los autores coinciden en que la velocidad de avance de la grieta se puede calcular de acuerdo a la ley de Faraday.

$$V = da/dt = i_{\alpha} \cdot M / zF\rho \dots \dots (1)$$

Sin embargo en los diferentes modelos el cálculo de la densidad de corriente anódica difiere, aunque muchos de ellos la calculan a partir de curvas de decaimiento de corriente i vs t .

Newman⁶⁴ propone que las grietas siguen un comportamiento experimental con respecto al tiempo del tipo:

$$a = kt^b \dots\dots(6)$$

siendo nuevamente "a", la profundidad de grieta, k y b constantes cinéticas y t el tiempo, entonces:

$$da/dt = kb(a/k)^{(b-1/b)} \dots\dots(7).$$

Esta ecuación se relaciona con la ecuación de Faraday como sigue:

$$da/dt = (M/zF\rho) Qc/tc \dots\dots(8)$$

donde Qc es una densidad de carga coulombica pasada durante la corrosión del metal y tc es el tiempo en la cual esto ocurre.

Galvele⁶⁵ utiliza el modelo de Ford en el cual propone que la densidad de corriente acerca ala siguiente función como función del tiempo:

$$i = At^b \dots\dots(9)$$

y proponen que:

$$da/dt = M/zF\rho(Qf/tf) \dots\dots(10)$$

donde tf es la frecuencia de ruptura del film, Qf es la densidad de carga consumida durante el tiempo tf, que es obtenida por el area de curvas i vs t por medio de técnicas experimentales. El tf esta dado por:

$$tf = \epsilon_r / \epsilon' \dots\dots(11)$$

donde ϵ_r es la deformación a la cual la pelicula pasiva se

rompe y c' la velocidad de deformación utilizada.

Nakayama y Takano⁶⁶ proponen un modelo de deslizamientos de planos, disolución y pasivación. La $i\alpha$ se obtiene por medio de curvas i vs t a velocidad de extensión constante la que sigue la función:

$$i = J \exp^{-\beta t} \dots (12)$$

Considerando la velocidad de formación de deslizamientos escalonados n_s y que la ruptura del film ocurre en cada formación de un nuevo deslizamiento, como se muestra en la figura (11), el nuevo plano emerge en un intervalo de $1/n_s$ y la $i\alpha$ promedio estará dada por:

$$i\alpha = \int_0^{1/n_s} i \cdot dt / (1/n_s) \dots (13)$$

por lo tanto: $i\alpha = J/\beta \cdot n_s \cdot [1 - \exp(-\beta/n_s)] \dots (14)$

$$V = da/dt = (M/zF\rho) J/\beta \cdot n_s \cdot [1 - \exp(-\beta/n_s)] \dots (15)$$

Ellos encuentran que la velocidad de formación de deslizamientos escalonados está relacionada con la velocidad de extensión utilizada por:

$$C_s = N \cdot n_s \cdot n \cdot b \cdot 1/(2)^{1/2} \dots (16)$$

donde N es el número de planos deslizantes, n es el número

de dislocaciones participantes en la formación del deslizamiento escalonado Y b el vector de Burguer. Tomando en cuenta materiales del tipo fcc. se puede simplificar a:

$$ns (s^{-1}) = 144. Cs(mm/s) \dots (17)$$

Estos tres modelos son para formación y rompimiento de capa por diferentes mecanismos.

3.4 FENOMENOS DE AGRIETAMIENTO INDUCIDOS POR HIDROGENO (HIC) O FRAGILIDAD POR HIDROGENO

Existen tres mecanismos básicos que son:

3.4.1 MECANISMOS DE DECOHESION

La teoría debida a Uhlig⁶⁷ en la cual se considera que la formación de grietas se debe a un fenómeno de fractura en lugar de un fenómeno de corrosión. La teoría asume que el agrietamiento es causado por la adsorción de aniones en regiones con estados de tensiones sub-críticas. La energía superficial es disminuida en gran parte en esos puntos, resultando una fractura a niveles de esfuerzo por debajo del esfuerzo de fractura nominal. Este mecanismo es llamado también Mecanismo de Decohesión.

Este mecanismo es uno de los más comunes y antiguo de fragilización por hidrógeno. La fractura por clivaje ocurre cuando el esfuerzo aplicado excede la fuerza de cohesión, un

parámetro del material que se asume, debe decrecer por la presencia de hidrógeno en solución sólida. Esta fractura de clivaje es generalmente acompañada por deformación plástica la cual generalmente incrementa la energía total de la fractura y por lo tanto el K_{IC} macroscópico. En los sistemas en los cuales la fractura ocurre transgranularmente, la falla esperada ocurre através de los planos de clivaje y exhibirá la fractografía de clivaje, mientras que la fractura intergranular puede ocurrir directamente a lo largo de las superficies de los límites de grano. En este tipo de fracturas, los parámetros relevantes son la energía de cohesión y la fuerza de cohesión del límite de grano, la cual está también postulada, que decrece por la presencia de hidrógeno así como por la segregación de muchos otros solutos.⁶⁸

En la figura 12 se muestra un esquema de este mecanismo. El soporte directo de estos postulados de decremento de la cohesión no existe, excepto en el campo de los cálculos teóricos.

3.4.2 MECANISMOS DE FRAGILIZACION POR TRANSFORMACIONES DE FASE

El Mecanismo de fragilización resultante de transformaciones de fases relacionadas con hidrógeno es otro de los mecanismos propuestos. Un sinnúmero de sistemas metálicos experimentan este mecanismo en el cual se forman

fases estabilizadas por el esfuerzo y la presencia del hidrógeno, como hidruros y otras fases relativamente frágiles con la subsecuente fractura frágil de estas.⁶⁹

Muchos tipos de fases pueden formar parte de este mecanismo de falla, como hidruros, fases martensíticas, pseudohidruros o altas concentraciones de Hidrógeno en soluciones sólidas, etc.

Los requerimientos básicos son que estas fases sean estabilizadas por la presencia de hidrógeno y el campo de esfuerzos de la punta de la grieta y que las fases que se formen sean frágiles. Los sistemas típicos que exhiben fallas por estos mecanismos forman hidruros estables en la ausencia del esfuerzo los que en virtud de su gran aumento de volumen de formación ($V_{formacion}$), son termodinámicamente mas estables bajo las condiciones de esfuerzo y de fugacidad de hidrógeno en la punta de la grieta. En algunos casos, los hidruros pueden aparecer como resultado de esta estabilización por el esfuerzo cuando no son formados en ausencia de esfuerzo.

La fragilización por hidrógeno es observada si las fases pueden formarse a una velocidad suficientemente rápida como para imposibilitar otras formas de falla.

El establecimiento de este mecanismo de falla requiere la evidencia directa de la formación de un hidruro en la punta de una grieta propagada. En algunos casos los hidruros inducidos por el esfuerzo permanecen en la superficie de la fractura y pueden ser detectados. En otros, desaparecen cuando el campo de esfuerzos en la punta de la grieta es removido y deben ser observados bajo esfuerzo.⁶⁹

3.4.3.MECANISMOS DE PLASTICIDAD LOCAL ACRECENTADA POR HIDROGENO

(Hydrogen Enhanced Local Plasticity HELP)

Estudios recientes han sugerido, sobre la base de una examinación fractográfica cuidadosa que la fragilización por hidrógeno en los aceros está asociada con la plasticidad acrecentada en la punta de la grieta. En años recientes se ha encontrado evidencia que la fragilización por hidrógeno por medio de la plasticidad localizada acrecentada por hidrógeno HELP es un mecanismo viable.⁶⁹

Este concepto aparece como una variable del de fragilización y no es contradictorio. La distribución de hidrógeno puede ser muy poco uniforme bajo un esfuerzo aplicado, así localmente el esfuerzo de flujo plástico puede ser reducido, resultando una deformación localizada que conduce a una falla por procesos dúctiles en donde la deformación macroscópica total permanece pequeña, asemejándose al mecanismo de corte localizado que presentan

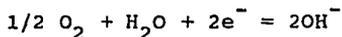
muchos sistemas.

Los mecanismos HELP proporcionan esfuerzos de corte localizados inducidos por el hidrógeno. Estos mecanismos pueden operar con hidrógeno en solución sólida y con hidrógeno gaseoso ambiental. En ambos casos, la aplicación de un esfuerzo resulta en una distribución no uniforme de hidrógeno con una alta concentración en el frente de una singularidad elástica tal como una grieta o un precipitado.

En un sentido hay una competencia entre cada uno de estos mecanismos y de éstos con la fractura dúctil y con mecanismos no relacionados con hidrógeno. Así muchos mecanismos pueden estar operando conjuntamente en un mismo sistema⁶⁹

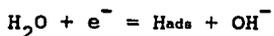
3.4.4 MECANISMO DE FRAGILIZACION POR HIDROGENO EN ACEROS DE REFUERZO.

Para aceros (pretensados o de refuerzo), en concreto, la reacción catódica predominante a bajos niveles de polarización es:¹

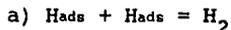


Si el potencial es más negativo que el valor de equilibrio de hidrógeno, el cual puede ser desarrollado, si la velocidad de reducción de oxígeno excede la velocidad de

reemplazamiento del mismo, (Polarización por concentración de oxígeno) o bajo condiciones de polarización debido a una fuente externa, protección catódica por ejemplo, la reducción del agua toma lugar:¹



Donde H_{ads} denota el hidrógeno atómico adsorbido. Esta especie tiene dos reacciones posibles las cuales son:



H_{dis} se refiere al hidrógeno disuelto en el metal. Las interacciones de estas especies con el acero sometido a esfuerzo, pueden causar Agrietamiento¹ por cualquiera de los mecanismos propuestos anteriormente.

CAPITULO IV

APLICACION DE LA MECANICA DE FRACTURA A LA C.B.E Y EVALUACION

4.1 APLICACION DE LA MECANICA DE FRACTURA A LA CORROSION BAJO ESFUERZO

Las exigencias de la tecnología de materiales de alta resistencia mecánica, ha llevado, en ocasiones, a utilizar metales y aleaciones de muy altos límites elásticos y resistencia a la tracción, en aplicaciones para las que luego se ha visto eran totalmente inadecuados. Las fallas por agrietamiento generadas se propagan tan rápidamente, (aproximadamente a un tercio de la velocidad del sonido), que no es de extrañar que se ponga en duda la influencia de una reacción química en el proceso de agrietamiento.

Los nuevos materiales de alta resistencia tienen mayor sensibilidad a las muescas o irregularidades superficiales, necesitando mayor atención frente al problema de la tenacidad a la fractura. Contrariamente a lo que ocurre con el acero de bajo carbono y los aceros martensíticos de baja resistencia, los aceros de alta resistencia, las aleaciones de titanio y de aluminio no experimentan una transición brusca dúctil a frágil cuando desciende la temperatura, por lo que es inaplicable el criterio de temperatura de transición para la tenacidad.

Los materiales de alta resistencia no sólo son más susceptibles a la fractura rápida, puramente mecánica, que los materiales de menor resistencia, más tenaces, sino que muchos de ellos son también mucho más susceptibles a la

corrosión bajo esfuerzo. Debido a la tolerancia limitada de estas aleaciones a las tensiones mecánicas en presencia de grietas, las consecuencias del crecimiento de grieta por corrosión bajo esfuerzo pueden ser mucho más dramáticas que en las aleaciones de baja resistencia.

La mecánica de la fractura presupone la existencia de grietas, ya sean superficiales o internas, en las piezas sometidas a tensión, y estudia en qué condiciones una grieta se torna inestable, provocando con ello la ruptura de la pieza. Los materiales comerciales contienen defectos de laminado, inclusiones, etc., que pueden equipararse a grietas preexistentes.

También hay que tener en cuenta que el proceso de corrosión bajo esfuerzo de tensión origina grietas que se propagan en el material metálico. Estas grietas dan lugar a ruptura frágil, por lo que tiene justificación la aplicación de la Mecánica de la Fractura a este proceso corrosivo.

La deformación plástica que se precisa para activar los procesos de separación de los átomos se sitúa, casi exclusivamente, en el camino de la fractura, con lo que macroscópicamente la deformación plástica del material metálico viene a ser nula.

En 1920 Griffith⁷⁰ formuló el concepto de que una grieta preexistente puede propagarse si el total de la energía del sistema es disminuida.

Para que pueda progresar una grieta se necesita una cierta energía, la que puede proporcionarse por el esfuerzo exterior. Irwin⁷¹ en la mitad de los años cincuenta demostró que las propiedades del material que gobiernan la fractura pueden ser expresadas como una intensidad crítica de Esfuerzos K_{Ic} . Avances posteriores dieron origen a la aplicación de la Mecánica de Fractura Elástica Lineal LEFM.

Los mecanismos de Fractura Elástico-Plástica EPFM, surgieron subsecuentemente a los mecanismos LEFM, a partir del trabajo sobre desplazamiento de la apertura de la grieta realizados por Wells⁷² en 1961, sin embargo el uso de estos conceptos no es tan conocido, frecuentemente no es utilizado e involucra una disciplina con mayores limitaciones en su aplicación.⁷³

Por su parte los mecanismos de Fractura Elástica Lineal, han sido utilizados más extensamente en la C.B.E. y no han entrado en controversia⁷³

Cualquier grieta en un cuerpo tensado supone una concentración de esfuerzos. El parámetro de la Mecánica de Fractura que ha sido de más utilidad, al tratar el aspecto tensional de la corrosión bajo esfuerzo, ha sido el "factor

de intensidad de esfuerzo",⁷⁴ K. Dicho parámetro es proporcional al producto de la tensión nominal (σ) por la raíz cuadrada del tamaño de la grieta : (figura13)

$$K = X \sigma [\pi a]^{1/2} \dots (18)$$

donde: X=factor geométrico,

La ruptura se produce cuando K alcanza un valor crítico K_{Ic} que es típico de cada material (tenacidad a la fractura).

El factor K_I es el factor de intensidad de esfuerzo de tensión para el modo I de fractura (figura 14), que depende de la carga y configuración del cuerpo, incluyendo tamaño de grieta, y gobierna la intensidad o magnitud de las tensiones locales.

Debe tenerse en cuenta que la solución de la elasticidad final, en el caso de una grieta aguda, da valor infinito para la tensión en el vértice de la grieta cuando su radio de curvatura es cero. Sin embargo, el aspecto deformado de la grieta supone un radio finito de curvatura, con lo que la tensión será finita. Además, el hecho de que tenga lugar una deformación plástica local tiende también a disminuir el efecto concentrador de tensiones de la grieta. Cuando la zona de deformación plástica es pequeña en comparación con la longitud de la grieta, entonces la distribución de tensiones no estará seriamente perturbada y

las soluciones de la elasticidad (LEFM), representan una aproximación bastante precisa del esfuerzo.

La velocidad de propagación de una grieta, da/dt es función de K , como puede observarse de la figura (15). Se aprecia la existencia de una etapa de crecimiento rápido de la grieta (1), otra de régimen uniforme (2) y la ruptura final, con gran velocidad de propagación en las inmediaciones de K_{Ic} , (3).

En la primera etapa, la velocidad de crecimiento de la grieta, depende directamente de K , y la Corrosión Bajo Esfuerzo es controlada por el comportamiento mecánico y muy probablemente por la formación y ruptura de películas pasivas. La ecuación que gobierna esta etapa está dada por:

$$da/dt = AK^m \dots (19)$$

En la segunda etapa, el crecimiento está controlado por la rapidez de la disolución anódica del material en la punta de la grieta y es independiente del nivel de intensidad de esfuerzos. La velocidad de avance está controlada por la ecuación. (1) ya antes mencionada.

$$V = da/dt = i_{\alpha} \cdot M / zF\rho \dots (1)$$

Es en esta etapa, donde los modelos electroquímicos de disolución tienen validez.

Se ha visto que existe un cierto valor umbral, K_{ISCC} , tal que para $K < K_{ISCC}$ la velocidad de agrietamiento es nula, como puede verse en la figura (15).

K_{ISCC} depende no solo del material metálico, sino también del medio corrosivo. En los aceros de alta resistencia es un valor claramente definido (lo cual no suele ocurrir en otros metales).

En el proceso de agrietamiento por corrosión bajo esfuerzo se pueden distinguir 3 etapas bien diferenciadas:

a) Incubación de la grieta; donde $K < K_{ISCC}$

b) Propagación de la grieta, aumentando su profundidad y, por lo tanto, el factor de intensidad de esfuerzo.

c) Fractura final muy rápida, que aparece cuando el factor de intensidad de esfuerzo, K , se iguala a la resistencia a la fractura del material, K_{Ic} .

Partiendo de la Mecánica de la Fractura existen dos caminos para el diseño de estructuras, teniendo en cuenta la corrosión bajo esfuerzo:

a) Determinar el tiempo de incubación de la microgrieta y, por integración de la velocidad de propagación, el tiempo que dura ésta.

b) Determinar experimentalmente K_{ISCC} y diseñar la estructura de modo que no se sobrepase ese umbral en ningún momento. Para ello hay que establecer el tamaño de los defectos iniciales de la pieza, por ejemplo, mediante inspección ultrasónica.

Los valores K_{Ic} y K_{ISCC} medidos en el laboratorio pueden utilizarse para calcular esfuerzos de diseño o tamaños de grietas permisibles para diversos componentes estructurales sometidos al mismo medio.

4.2 PRUEBAS PARA LA EVALUACION DE LA C.B.E.

4.2.1 TECNICAS ELECTROQUIMICAS

La evaluación de rangos de potenciales críticos de susceptibilidad a la C.B.E., tiene una gran importancia práctica, para la predicción de posibles fallas, así como para prevenir la corrosión por medio de la protección catódica. Para este propósito en la literatura se describen técnicas con pruebas aceleradas, basándose en el concepto de que los rangos de potenciales críticos para CBE se

caracterizan por tener diferencias en las pendientes de las curvas corriente-potencial, estacionarias y no estacionarias (baja y alta velocidad de barrido), sobre todo en la zona activo-pasiva, o zona 2 en la figura (5).

Ejemplos de la determinación de potenciales se muestran en las figuras (16) y (17) donde se observan los potenciales de susceptibilidad a la C.B.E. de los aceros al carbono en dos medios. ³⁷.

De resultados experimentales, se puede concluir que las diferencias en las pendientes de las curvas corriente-potencial medidas con velocidades de barrido variables (altas y bajas) no son necesariamente condiciones para la aparición de la C.B.E. Posiblemente ello pueda ser una indicación para condiciones experimentales bajo las cuales la CBE puede ser esperada, pero no son substitutos de los métodos convencionales para investigar la susceptibilidad de materiales a la C.B.E. ⁷⁵

4.2.2 TECNICAS MECANICAS.

Hoy en día, existen tres grandes grupos de pruebas para evaluar la C.B.E., los cuales son:

I. PRUEBAS CON DEFORMACION CONSTANTE. En este tipo de pruebas se incluyen los anillos en C y pruebas de doblés en U. figuras (18) y (19)

II. PRUEBAS A CARGA CONSTANTE ESTÁTICA. Las más antiguas de éstas usan especímenes lisos, como son probetas de tracción, a los cuales se les aplica un esfuerzo constante con una máquina de ensayos mecánicos o con anillos de deflexión. Las más recientes utilizan especímenes preagrietados, de los cuales hay una gran variedad de formas.⁶ⁱ figura (20)

III PRUEBAS CON CARGAS DINÁMICAS. En esta categoría existen pruebas a velocidad de extensión constante PVEC (CERT) y pruebas a Velocidad de Deformación Lenta PVDL (SSRT), en ambas la carga es aplicada en forma creciente y constante. En las pruebas a velocidad de deformación lenta, ésta no es mantenida constante, aunque se mantiene dentro de ciertos intervalos muy bajos

Existen además pruebas que utilizan esfuerzos cíclicos, pero están mas relacionadas con fenómenos de corrosión-fatiga.

A través de los últimos 25 años, las pruebas para la evaluación de la C.B.E. han experimentado una serie de cambios, siendo dos los de mayor importancia:

El uso de especímenes preagrietados con la aplicación de los conceptos de LEFM, y el uso de pruebas de velocidad

de extensión constante o de velocidad de deformación lenta.

A finales de la década de los 50 y principio de los 60, se descubrieron tres grandes limitaciones en las pruebas de corrosión con especímenes lisos a carga constante, por lo que se tomaron medidas para corregirlas.

Primera limitación: El tiempo de falla ingenieril observado en una prueba de C.B.E. de este tipo es mayor que el ideal, en otras palabras estas pruebas son muy lentas.

Para remediar esto, se realizó una cantidad considerable de experimentación para determinar el umbral de esfuerzos en pruebas con medios acelerados.

Segunda limitación: Estas pruebas presentan reproducibilidad escasa y pobre.

Como consecuencia de esto, se intentó facilitar la iniciación del agrietamiento, usando especímenes entallados o preagrietados.

Tercera limitación: Fué propuesta por Hoar y West⁷⁶, los cuales reconocieron en 1958 que la velocidad de deformación es un factor crítico para determinar la susceptibilidad a la C.B.E.

Las primeras dos limitantes de las pruebas bajo condiciones de carga estática, fueron ampliamente superadas por el uso de especímenes preagrietados. La tercera limitante fue superada por el uso de cargas dinámicas.

Existen casos en donde las pruebas a carga constante con especímenes lisos fallan debido a que un material puede ser muy resistente a la corrosión por picaduras y a la iniciación de grietas por C.B.E. en un ambiente dado, pero muy susceptible al agrietamiento inducido por el ambiente partiendo de defectos y grietas preexistentes. Por su parte en especímenes preagrietados a carga constante, el Factor de Intensidad de Esfuerzos K , decrece cuando la sección recta donde se ejerce el esfuerzo se incrementa debido al crecimiento de la grieta, en consecuencia, la velocidad de crecimiento de la grieta depende de K mas que de σ .⁷³

El uso de los especímenes preagrietados y los conceptos de Mecánica de la Fractura Lineal Elástica, están reconocidos como uno de los métodos para estudiar la C.B.E. sin embargo los datos generados deben interpretarse con precaución y muchas veces resulta un criterio incesariamente conservador. La técnica está limitada en cuanto a estudios mecanísticos y no es muy satisfactoria en el estudio de la propagación de grietas cortas.

La Prueba a Velocidad de Extensión Constante PVEC, está también firmemente establecida y es ampliamente usada, sobre

todo en estudios mecanísticos, pero tiene la ligera desventaja de que los datos no son aplicables inmediatamente a cálculos de diseño, y puede resultar una técnica muy conservadora.

En las tablas VI y VII, se resumen la naturaleza de los resultados y tiempos comunes de pruebas para evaluar el agrietamiento asistido por el ambiente y la aplicación de sus resultados.⁷⁷

4.3. PRUEBA A VELOCIDAD DE EXTENSION CONSTANTE PVEC (CERT).

En la prueba PVEC, se aplica una carga creciente a un espécimen y la velocidad de extensión se mantiene constante y es lenta para permitir que la corrosión haga su función en el proceso e interactue con el material fresco expuesto al medio através de la deformación plástica.⁷³

El tipo de fractura y varias medidas de la ductilidad con las condiciones a probar son comparadas contra un espécimen fracturado en un medio inerte⁷⁸.

4.3.1 EQUIPO NECESARIO.

1.- Un mecanismo de carga capaz de controlar la elongación de especímenes de prueba en un intervalo $1 \cdot 10^{-4}$ a $1 \cdot 10^{-7}$ pulgadas/pulgadas seg. y capaz de mantenerla

constante.

2.- Un espécimen de prueba adecuado (Norma ASTM A-370)

3.- Una cámara o celda para el medio, en la cual la composición química de la solución, la composición del gas, la presión, la temperatura y el potencial electroquímico pueden ser controlados para simular anticipadamente condiciones de servicio. Esta celda debe permitir el acceso mecánico del espécimen de prueba al tren de carga de la máquina.

4.3.2 PROCEDIMIENTO DE PRUEBA.

a) Basado en experiencias previas, seleccionar una velocidad de extensión constante para la serie de pruebas.

b) Llevar a cabo una prueba de tensión en un medio inerte (aire, gas inerte o aceite no reactivo como medio de calentamiento) sobre el material de interés con la velocidad de extensión seleccionada. Determinar el tiempo total de falla, el diámetro final, la carga máxima y la carga de ruptura.

c) Cargar el espécimen dentro de la cámara o celda y simular las condiciones deseadas adicionando la solución de prueba y la atmósfera. Si es requerido, realizar un ajuste de temperatura, presión y potencial electroquímico.

d) Una vez que el espécimen es expuesto al medio de prueba, realizar la prueba de tensión a la velocidad de extensión seleccionada anteriormente. Determinar el tiempo de falla, el diámetro final, la carga máxima y la carga de fractura.

e) Remover el espécimen fracturado del ambiente de prueba y examinar la evidencia de agrietamiento ambiental bajo un microscopio óptico de 20 aumentos o más. Si es posible realizar fractografía con un microscopio electrónico de barrido. Poner especial atención en cualquier evidencia de crecimiento de agrietamiento ambiental sobre la superficie de la fractura primaria o agrietamientos secundarios a lo largo de la longitud de prueba.

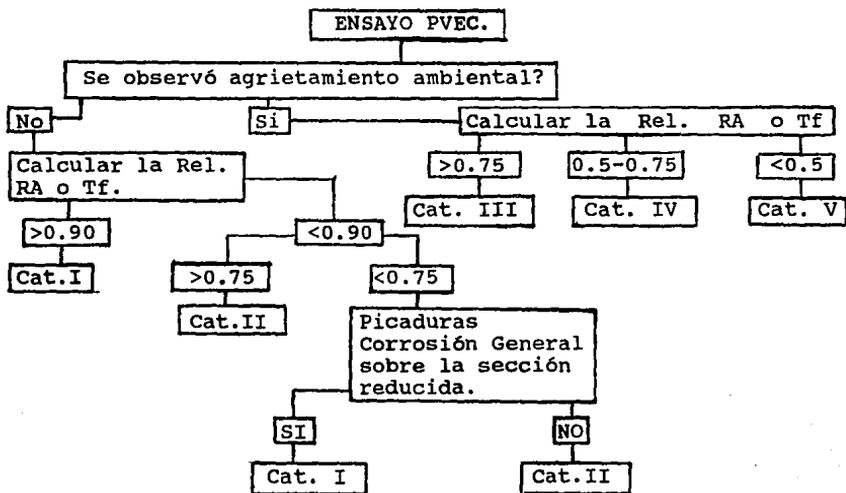
f) Comparar la apariencia de la fractura y las medidas de la ductilidad obtenidas en el medio ambiente inerte y la obtenida en el medio de prueba.

4.3.2. EVALUACION DE LAS PRUEBAS PVEC (CERT).

Se realiza mediante la obtención de las siguientes relaciones de ductilidad: 1.- Elongación Máxima ($E_{máx_2}/E_{máx_1}$)
2.- Tiempo de Falla (T_{f_2}/T_{f_1}) 3.- Reducción de Area (RA_2/RA_1)

Estas relaciones de ductilidad del medio de prueba contra un medio inerte son más significativas que las medidas de ductilidad por si mismas. Las evaluaciones de la prueba PVEC basadas solamente en el tiempo de falla, son susceptibles a errores experimentales mayores que las basadas en la reducción de área.⁷⁸

Los materiales generalmente manifiestan cinco clases de comportamiento o categorías, de acuerdo al siguiente diagrama:.



ESQUEMA II

CATEGORIA I. INMUNE.. Materiales que caen en esta categoria no muestran evidencia de crecimiento de grietas inducidas por el ambiente en el examen al microscopio. La relación de ductilidad es igual o mayor que 0.9

CATEGORIA II. PRACTICAMENTE INMUNE. No hay evidencia de crecimiento de agrietamiento ambiental en el examen al microscopio. La relación de ductilidad es de 0.65 a 0.9

CATEGORIA III. LIGERAMENTE SUSCEPTIBLE EN CONDICIONES EXTREMAS. Los materiales en esta categoria muestran crecimiento secundario de grietas poco profundas en el cuello de la sección de prueba. La relación de ductilidad es de 0.75 a 0.95.

CATEGORIA IV. SUSCEPTIBILIDAD MODERADA. Fracturas frágiles inducidas por el medio ambiente ocurren en la superficie final. Grietas secundarias en la sección reducida y en la región del cuello. La relación de ductilidad esta entre 0.5 a 0.75.

CATEGORIA V. SUSCEPTIBLE. En esta categoría fracturas frágiles inducidas por el medio ambiente predominan en la superficie. Grietas secundarias extensas ocurren sobre el cuello las cuales pueden hacerse extensivas hacia abajo dentro de los bordes. El cuello es altamente limitado o eliminado. La relación de ductilidad es menor de 0.5.

4.3.3 EFECTO DE LA VELOCIDAD DE DEFORMACION

La velocidad de deformación, se relaciona con la velocidad de extensión C_s por medio de la siguiente expresión:

$$\dot{\epsilon} = C_s / L_0 \dots (20)$$

donde $\dot{\epsilon}$ es la velocidad de deformación y L_0 , la longitud inicial de prueba de la probeta. Sus unidades son s^{-1} .

Los efectos que produce sobre los resultados de pruebas PVEC se puede observar en la figura (21). La C.B.E. muestra un mínimo de ductilidad en un rango de velocidades de deformación, abajo o arriba del cual la susceptibilidad al medio no es observada. El agrietamiento inducido por hidrógeno produce un incrementogradualde pérdida de ductilidad conforme baja la velocidad de deformación por abajo de un valor umbral. Consecuentemente, la técnica de PVDL. puede considerarse más conveniente para estudiar el agrietamiento inducido por hidrógeno que para la C.B.E. Cuando se hacen estudios de C.B.E. el encontrar la velocidad de deformación crítica consume una porción significativa del tiempo.⁷⁸ Sin embargo en muchos sistemas valores cercanos a $1 \text{ ó } 2 \cdot 10^{-6} s^{-1}$ son adecuados

4.3.4 PVEC CON ESPECIMENES PREAGRIETADOS.

Un desarrollo que parece ser muy prometedor, es el uso de ensayos PVEC con especímenes preagrietados, teniendo

la ventaja de supoca duración que permite proporcionar datos directamente aplicables al diseño como es el K_{Isc} .

Para una probeta de tracción redonda entallada, se puede obtener el valor de K por medio de la siguiente expresión:⁶¹

$$K = C(DD)^{1/2} (P/0.784 d^2) \dots (21)$$

donde:

K= factor de intensidad de esfuerzos (Ksi/in^{1/2})

C= Factor geométrico que depende del diámetro de la entalla. (Tabla IV)

D= Diámetro nominal (in.)

d=Diámetro de la entalla (in.)

P= Carga en Klbs.

Utilizando este tipo de especímenes es posible llevarlos en una Prueba a Velocidad de Extensión Constante hasta ruptura en un medio que produzca la Corrosión Bajo Esfuerzo y con la carga máxima registrada obtener el K_{Isc} ⁷⁸.

Esta ecuación es válida, sólo cuando el material sufre la ruptura en el intervalo elástico, sin sufrir deformación plástica, es decir cuando la falla ocurre inmediatamente después de alcanzar un valor crítico de Intensidad de esfuerzos.

El ángulo de la entalla puede variar de 45 a 90 grados, pero estudios previos indican que una entalla con 60 grados es adecuada, mientras que la relación de diámetros $d/D=0.707$ es la que proporciona la máxima concentración de esfuerzos.⁷⁹

McIntire⁷⁸ ha comprobado que en aceros inoxidable tipo Duplex 22 Cr, trabajados en frío, en medio saturado con 9 psi H_2S + 230 psi de CO y temperatura ambiente, la diferencia entre los métodos tradicionales de especímenes preagrietados (DBC) y PVEC en barras entalladas para obtener el $K_{I,SCC}$ es menor al 3%, lo que hace que este último sea una verdadera opción para obtener rápidamente este parámetro. En la figura (22) se observa la curva carga-desplazamiento para este tipo de materiales, con probetas entalladas.

La tabla VIII muestra los valores del factor geométrico C en función de la relación de diámetros d/D .

4.4 FRACTURAS.

Las fractura es la separación o fragmentación de un cuerpo sólido en dos o más partes bajo la acción de un esfuerzo.

Las fracturas se pueden clasificar en dos categorías generales; Fractura dúctil y Fractura frágil. Las fracturas

dúctiles se caracterizan por una deformación plástica apreciable antes y durante la propagación de las grietas. En las superficies fracturadas se observa un grado perceptible de deformación macroscópica.

La fractura frágil de los metales, se caracteriza por una rápida velocidad de propagación de grietas sin deformación macroscópica y muy poca microdeformación.

En la figura (23). se ilustra esquemáticamente algunos de los tipos de fracturas que pueden ocurrir en los metales sometidos a tracción. Las fracturas frágiles (23a), se caracteriza por una separación normal a la tensión de tracción, pero es posible detectar por difracción de rayos X una fina capa de metal deformado en la superficie de la fractura.

Las fracturas dúctiles adoptan diferentes formas. Los monocristales de los metales hcc, pueden deslizarse en planos base sucesivos hasta que el cristal finalmente se separa por corte (23b). Las probetas policristalinas de metales muy dúctiles pueden estirarse y estrangularse hasta un punto antes de romperse. (23c).⁸⁰

La falla de la mayor parte de los materiales dúctiles en la forma policristalina ocurre con una fractura de copa y cono. Este tipo de fractura está estrechamente asociado con la formación de un cuello. La fractura comienza en el

centro de la región donde se produce la estricción o reducción del área en el centro de la probeta, sobre un plano que es macroscópicamente normal al eje del esfuerzo. Al progresar la deformación, la grieta se extiende hacia la periferia de la probeta. La terminación de la fractura ocurre con mucha rapidez a lo largo de una superficie que forma un ángulo de 45° , aproximadamente, con el eje del esfuerzo. Este paso final, deja un borde circular sobre una mitad de la probeta y un bisel sobre la superficie de la otra mitad; así, una mitad tiene la apariencia de una copa profunda, y la otra mitad la de un cono con la parte superior plana (23d).

Se ha demostrado que en la región de estricción de una probeta de ensayo a la tracción, se pueden formar pequeñas cavidades (voids) en el metal cerca del centro de la sección transversal, antes que se encuentre una grieta visible. La coalescencia de estas cavidades, como resultado de su desarrollo bajo el esfuerzo aplicado, conduce a la formación de una grieta dúctil.

Existe evidencia de que las cavidades internas se forman probablemente en inclusiones no metálicas, ya que estas impedirán el flujo plástico natural de la matriz que las rodea. Una vez que se ha producido la grieta, se puede propagar por el mecanismo de "capas de cavidades" (voids-sheet).⁸¹

La concentración de esfuerzos en los extremos de la grieta localiza la deformación plástica de estas regiones en bandas de corte que forman ángulos de 30° a 40° con el eje de los esfuerzos, como se muestra en la fig. (24). Debido a que la deformación dentro de las bandas es muy intensa, éstas se llenan de cavidades. Estas golpean unas a otras dentro de las bandas, resultando que una capa de cavidades se divide en dos y la grieta avanza.

El movimiento de la grieta, cambia la posición del extremo de la grieta de tal manera que se forman nuevas bandas de corte. La grieta podría moverse teóricamente a lo largo de cualquiera de estas dos nuevas bandas, sin embargo, si la grieta continúa hacia adelante en su dirección original, se alejará de la sección transversal de la probeta en el centro del cuello a una región de esfuerzos decrecientes. Por otra parte, si se mueve dentro de la otra orientación de la banda de corte, regresará a la región de máxima concentración de esfuerzos. La repetición de este proceso actúa para extender la grieta a través de la sección transversal de la probeta.⁸¹

4.4.1. CARACTERISTICAS DISTINTIVAS DE LAS FRACTURAS.

Aunque existe una gran variedad de mecanismos de fractura, el número de características distintivas en las superficies de fracturas, son relativamente pocas.⁸²

De acuerdo con su forma de propagación, las fracturas se pueden clasificar.

- 1) Transgranulares. (A través de los granos).
- 2) Intergranulares (Entre los granos).

Y puede ser subdivididas como:

- 1) Fractura con trayectoria transgranular.
 - a) Coalescencia de Microcavidades (microvoids).
 - b) Clivaje.

- 2) Fractura con trayectoria Intergranular.
 - a) Separación de frontera de grano con coalescencia de microcavidades (microvoids).
 - b) Separación de frontera de grano sin coalescencia de microcavidades

4.4.2 FRACTURA TRANSGRANULAR CON COALESCENCIA DE MICROCAVIDADES.

La mayoría de las aleaciones estructurales falla por este mecanismo. Las microcavidades nuclean en los límites de grano, límites de subgrano, partículas de segundas fases, cualquier interfase partícula-matriz, inclusiones, etc., o cualquier punto donde pueda haber una discontinuidad de la deformación. Si el esfuerzo se incrementa, el crecimiento de las microcavidades es seguido de la coalescencia y eventualmente forman una superficie de fractura continua, caracterizada por numerosas copas parecidas a depresiones

(dimples). Este modo de fractura es generalmente referido como "Ruptura dimpled" (dimpled rupture)⁸² figuras (25a) y (25b).

4.4.3. FRACTURA TRANSGRANULAR POR CLIVAJE

Se trata de una fractura a lo largo de planos cristalográficos específicos. Estas muestran características interesantes cuando se propagan de un grano a otro con diferente orientación. Los precipitados, inclusiones, etc..., complican el proceso de fractura, y producen marcas superficiales que son fácilmente identificables como clivaje, figura (25c).

Marcas Desplegadas.

Ocurren cuando el clivaje inicia en un punto y se abre en abanico. (Similar a las marcas radiales macroscópicas).

Cuasiclivaje.

Las superficies fracturadas presentan alguna deformación plástica, pero también ciertas características de clivaje. Pueden presentar facetas de clivaje, con depresiones o copas (dimples). La definición formal de cuasiclivaje es un modo de fractura parecido al clivaje en el sentido que produce facetas planares o muy cercanamente planares, pero diferente del clivaje en que las facetas no

están paralelas a los planos de clivaje.

4.4.4 FRACTURA INTERGRANULAR.

Estos modos de fractura, son explicados en la figura (26). La trayectoria de la fractura ocurre por la coalescencia de microcavidades, figura (26a) y en otros casos la trayectoria de la fractura ocurre entre granos equiaxiales, sin coalescencia de microcavidades.(26b). La trayectoria puede ocurrir a través del corazón de la red sin coalescencia de microcavidades (26c), o a lo largo de granos elongados (26d)⁸².

CAPITULO V

DESARROLLO EXPERIMENTAL

DESARROLLO EXPERIMENTAL

5.1 CARACTERIZACION DE LOS MATERIALES.

Se caracterizaron los materiales empleados, por medio de metalografía óptica, preparandose las superficies hasta pulido a espejo con alumina de $0.3 \mu\text{m}$, y ataque con nital al 1%.

Además se tomaron durezas en la escala Rockwell B, con un durómetro universal.

5.2. EVALUACION DEL COMPORTAMIENTO ELECTROQUIMICO.

Se realizó un estudio del comportamiento electroquímico de los aceros de refuerzo NOM B457 y NOM B6 embebidos en morteros y con soluciones de $\text{Ca}(\text{OH})_2$ sat. por medio de la medición del Potencial electroquímico a circuito abierto, o potencial de corrosión E_{corr} y de la velocidad de corrosión, utilizando la técnica Resistencia a la Polarización (R_p) durante un periodo de tres meses, siguiendo el esquema II.

En el caso del mortero, Ambos aceros fueron embebidos en la misma probeta para que el estudio fuera comparativo, y las dimensiones y distribución de los electrodos se puede observar en la figura (27). El electrodo auxiliar de grafito fué embebido en el mortero y se realizó el contacto con el electrodo saturado de calomel ECS, mediante un algodón

húmedo.

Las relaciones utilizadas fueron las que con mayor frecuencia se reportan en la literatura: agua/cemento $a/c=1/2$ y cemento/arena $c/ar=1/3$ en cemento Portland tipo 1, que es el uso común en nuestro país.

5.2.1 POTENCIAL DE CORROSION Ecorr.

El potencial de corrosión, se evaluó de acuerdo a los criterios de corrosión propuestos por la norma británica BS37361, parte 1, de 1991 y de la norma ASTM; C876-87, para el comportamiento de una estructura metálica en concreto. Los criterios son mostrados en la tabla IX.

Los potenciales fueron medidos, antes de realizar la prueba R_p , y en algunas ocasiones únicamente se realizaron mediciones del potencial.

5.2.2 EVALUACION DE LA RESISTENCIA A LA CORROSION.

La Resistencia a la Polarización (R_p), fué obtenida, aplicando un barrido de potencial desde -10 mV a $+10$ mV a partir del potencial de corrosión, con una velocidad de barrido de 1 mV/s. El montaje utilizado se muestra en la figura (28)

La R_p se obtuvo con el inverso de la pendiente de la curva E vs I utilizando regresión lineal, y restando la resistencia ohmica del mortero ($R\Omega$).

$$R_p = \Delta E / \Delta I - R\Omega \dots (6)$$

La i_{corr} se obtuvo con la ecuación de Stern-Geary:

$$i_{corr} = B / (A * R_p) \dots (7)$$

donde A=area del especimen y B una constante. El valor de esta constante varia de 13 a 52 mV en la mayoría de los sistemas metal-medio. En este estudio, se le dió el valor de 26 mV valor sugerido por Andrade y coautores⁸³

La norma ASTM G59-78, recomienda una velocidad de 0.6 V/h (0.16 mV/s), con una variación del 5 por ciento para la prueba R_p . En este caso se utilizó la velocidad reportada anteriormente, debido a que era la velocidad límite del equipo (Potenciostato EG&G Modelo 173). De acuerdo a los estudios de Towley⁸⁴, al realizar la técnica R_p a velocidades de 1 mV/s a 10 mV/s., se obtienen los mismos resultados, no así cuando se utilizan velocidades del orden de 100 mV/s.

Las probetas embebidas en el mortero se dejaron fraguar durante 30 días en una cámara a 25°C. y 100% de humedad relativa antes de empezar la medición, para que las reacciones de fraguado finalizaran. Las probetas se mantuvieron en la cámara, sacándose solamente al evaluar su Resistencia a la polarización, con el fin de simular un

ambiente húmedo, como puede ser una zona Costera.

Los iones cloruro en estas probetas, se introdujeron disueltos en el agua de amasado como NaCl para no alterar la estequiometria de los compuestos de calcio del mortero y el % en peso es referido al peso de cemento utilizado.

En el caso de las probetas sumergidas en las soluciones, se empezó a contar el tiempo desde el mismo día de inmersión, ya que en este caso no existen reacciones de fraguado. Los cloruros en este caso se introdujeron como CaCl_2 , para no introducir la influencia de un catión diferente al de la solución. El porciento en peso es referido al peso total de la solución.

Estas condiciones simulan las condiciones de servicio normales de los aceros de refuerzo.

En este trabajo no se eligieron otras técnicas como Extrapolación de Tafel, o perdida de peso, debido a que la primera polariza demasiado al sistema y puede provocar alteraciones. En este aspecto la técnica de Resistencia a la Polarización perturba menos al sistema en estudio.

Al estar las probetas embebidas dentro de las pastas de mortero, se dificulta mucho el aplicar la técnica de pérdida de peso, ya que se tendrían que destruir los morteros para sacar al acero al finalizar el tiempo de

prueba. Por lo tanto implicaría para cada punto obtenido, la preparación de una probeta, consumiendo mucho material.

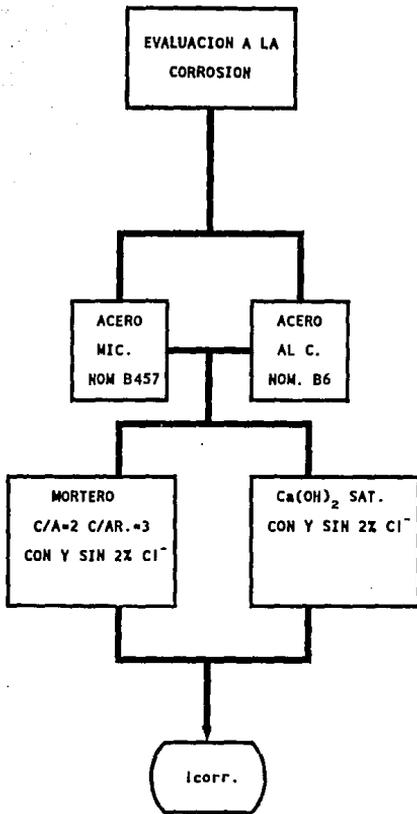
5.3 EVALUACION AL AGRIETAMIENTO ASISTIDO POR EL AMBIENTE.

Para la evaluación al Agrietamiento Asistido por el Ambiente , se realizaron las actividades mostradas en el esquema III.

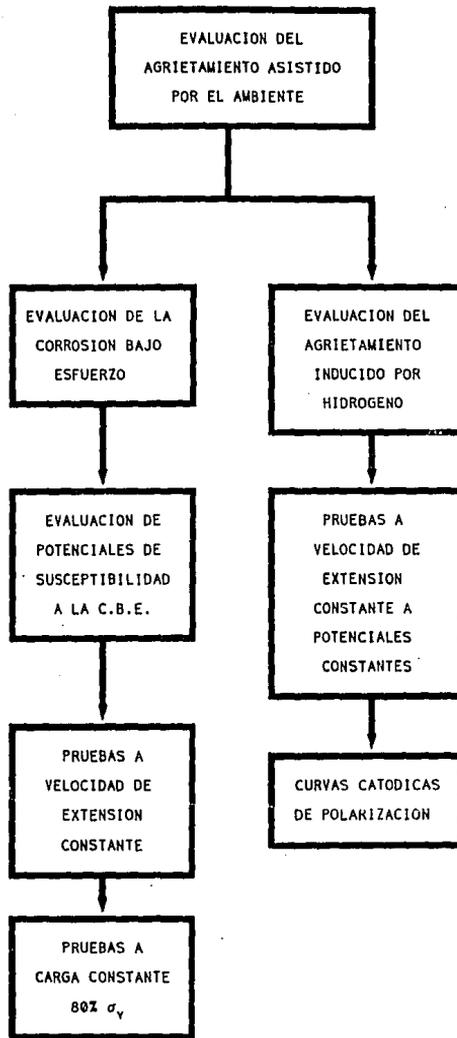
La evaluación a la Corrosión Bajo Esfuerzo, comprendió el uso de pruebas electroquímicas, Pruebas a Velocidad de Extensión Constante y pruebas a carga constante, mientras que la susceptibilidad al Agrietamiento Inducido por Hidrógeno, se basó en pruebas a Velocidad de Extensión Constantes a potenciales constantes en un intervalo de -600 mV vs ECS a -1430 mV vs. ECS. Esquema IV.

5.3.1 PRUEBAS ELECTROQUIMICAS.

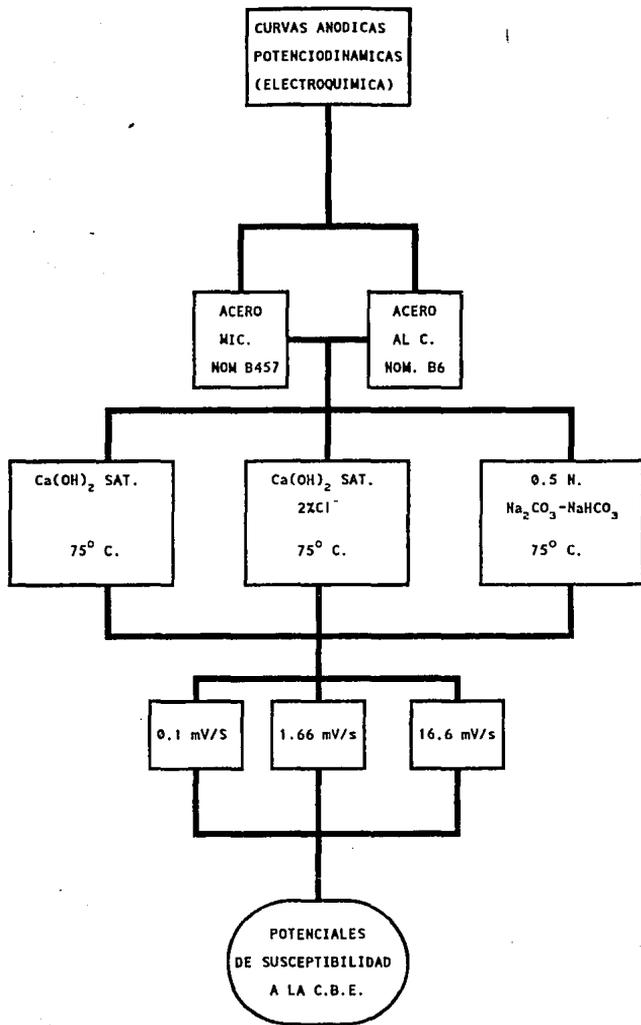
Por medio de curvas anódicas de polarización a bajas y altas velocidades de barrido, como se mencionó en la sección de pruebas para la evaluación de la Corrosión Bajo Esfuerzo, se intentó encontrar intervalos de potenciales de susceptibilidad a la C.B.E., Las condiciones utilizadas se muestran en el esquema V, y en estas pruebas se utilizó el equipo EG&G modelo 351, al cual es posible introducir la velocidad de barrido requerida.



ESQUEMA III



ESQUEMA IV



ESQUEMA V

Por facilidad, se utilizaron soluciones de hidróxido de calcio saturadas (pH=12.5) y se utilizó una temperatura de 75°C para acelerar la posible ocurrencia de la C.B.E. Se ensayó también con una solución 1 N de $\text{Na}_2\text{CO}_3\text{-HNaCO}_3$, para comparar la respuesta de los aceros estructurales, con los resultados reportados para aceros microaleados de tubería en este medio.

5.3.2 PRUEBAS A VELOCIDAD DE EXTENSION CONSTANTE (PVEC).

Se realizaron estos ensayos a una velocidad constante de $2 \cdot 10^{-6} \text{ s}^{-1}$, velocidad promedio reportada por la mayoría de los autores, por medio de una máquina CERT CORTEST inc.

Además se realizaron ensayos a vel. de $5.2 \cdot 10^{-6} \text{ s}^{-1}$, en una máquina MTS con el fin de probar si era posible adaptar una máquina de ensayos mecánicos convencional a este tipo de pruebas.

El sistema CERT utiliza especímenes de acuerdo a la norma ASTM A-370 figura (29), con una longitud de prueba de 1 pulgada (25.4 mm) y un diámetro de 0.25 pulgadas (6.35 mm). y cuenta con una celda diseñada especialmente para esta prueba.

Por su parte en la máquina MTS, se utilizaron especímenes mas largos de 100 mm. de longitud de prueba y 6 mm. de diámetro, fuera de Norma, figura (30). Esto se hizo

para facilitar la instalación de la celda contendora del medio de prueba, pero trajo como consecuencia que el % de elongación final no coincide en las pruebas realizadas en ambas máquinas, ya que la elongación en las primeras están referidas al espécimen de 25.4 mm de longitud inicial y los segundos a especímenes de 100 mm. de longitud inicial.

Existe también el efecto de la velocidad de extensión, recordando que entre mas baja es la velocidad de extensión, mayor es la elongación obtenida.

Las figuras (31) y (32), muestran los sistemas utilizados para estas pruebas.

Antes de cada ensayo las probetas fueron preparadas con un acabado a lija 600 y electropulidas para evitar esfuerzos residuales y la existencia de concentradores de esfuerzos como rayaduras causadas durante el maquinado. El electropulido se realizó de acuerdo a la norma ASTM E3 con el reactivo I5, que consiste en 700 ml. de etanol absoluto, 120 ml de agua destilada, 100 ml. de glicerina y 80 ml de ácido perclórico al 60%. Se utilizó un voltaje de celda de 30 V durante 20 seg.

Es estos ensayos se utilizaron soluciones de Ca(OH)_2 sat. con y sin 2% de cloruros, y morteros con y sin cloruros con las mismas relaciones utilizadas anteriormente: agua/cemento $a/c=0.5$ y cemento/arena $c/s=1/3$ en cemento

Portland tipo 1. Estos morteros embebieron a las probetas, tal como se muestra en la figura (33).

Se ensayó con morteros con 30 y 68 días de fraguado previo y una temperatura en las pruebas de 60°C. para acelerar la posible ocurrencia de la Corrosión Bajo Esfuerzo. Las condiciones se reportan en la tabla IX.

Después de cada prueba las probetas se examinaron con un microscopio estereográfico a 10 x. Posteriormente fueron cortadas en la sección cercana a la fractura, y se realizó fractografías con microscopía electrónica de barrido. Para la evaluación de estas pruebas se utilizaron las categorías mostradas en la sección de evaluación de Pruebas a Velocidad de Extensión Constante.

5.3.3 ENSAYOS A CARGA CONSTANTE.

Complementario a esto, se realizaron ensayos a carga constante para evaluar el efecto de los cloruros, sobre el tiempo de falla a un esfuerzo a 80% del σ_y en el acero NOM B457 embebido en mortero a 60°C. y a 100% de humedad relativa.. Las relaciones utilizadas en los morteros fueron: agua/cemento $a/c=0.5$ y cemento/arena $c/s=1/3$ en cemento Portland tipo 1.

Las probetas, utilizadas en esta prueba, fueron del mismo tipo que las utilizadas en las pruebas a Velocidad de

Extensión Constante.

La carga se aplicó con un anillo de deflexión CORTEST, y el tiempo de falla se detectó con un dispositivo de tiempo de disparo automático, el cual detiene a un contador de tiempo cuando la probeta sufre cierta elongación. La humedad y la temperatura se mantuvieron en la misma celda utilizada en las pruebas a Velocidad de Extensión Constante. La elongación de las probetas se detectó por medio de un extensómetro con una sensibilidad de 0.001 pulgadas.

5.3 4 EVALUACION AL AGRIETAMIENTO INDUCIDO POR HIDROGENO.

Para tratar de determinar intervalos de potenciales que inducen agrietamiento ambiental, se realizaron pruebas a velocidad de extensión constante en $\text{Ca}(\text{OH})_2$ sat. a 25°C . imponiendo con un potencióstato, potenciales constantes dentro de un intervalo de -600 mV vs ECS hasta -1430 mV vs ECS. Se utilizó la velocidad ensayada por Parkins¹⁶ ($3 \cdot 10^{-6}$ cm/s), que expresada como velocidad de deformación es $1.18 \cdot 10^{-6} \text{s}^{-1}$ para las probetas de una pulgada de longitud.

Con estos ensayos se intentó determinar si existe susceptibilidad a la fragilidad inducida por hidrógeno, como la reportada por dicho autor¹⁶.

Se complementó el estudio, obteniendo las curvas catódicas de ambos aceros en una solución de Ca(OH)_2 sat. a 25°C ., utilizando una velocidad de barrido de 1.66 mV/s.

5.4. MATERIALES.

Acero microaleado NOM. B457

Acero de refuerzo al carbono NOM B6

5.5 REACTIVOS

Ca(OH)_2 R.A.

Na_2CO_3 R.A.

NaHCO_3 R.A.

CaCl_2 R.A.

NaCl R.A.

Agua Destilada.

Cemento Portland tipo 1

Arena cuarcífera

5.6 EQUIPO.

Máquina para ensayos mecánicos MTS.

Máquina para Pruebas a Vel. de Ext. Constante CERT CORTES
INC.

Potenciostato Vimar

Potenciostato-Galvanostato EG G Modelo 173

Potenciostato-Galvanostato EG G Modelo 351

Celdas de cinco bocas

Electrodo saturado de Calomel (ECS)

Electrodos de grafito.

Multímetros

Termopar tipo K

Termopar tipo J

Microscopio Estereográfico

Microscopio Metalográfico.

Microscopio Electrónico de Barrido JEOL SSM-T200.

CAPITULO VI

RESULTADOS Y DISCUSION

RESULTADOS Y DISCUSION

6.1 METALOGRAFIA

El acero Microaleado utilizado cumple con las normas A-706 en y NOM B457 en cuanto a composición química se refiere, presentando una estructura 60% ferrítica, 40% perlítica, con tamaño de grano muy fino y equiaxial. (tamaño de grano ASTM de 7 a 8 aproximadamente.) figura (34). La dureza determinada, promedio de cinco mediciones fué de 99 RB.

El acero microaleado NOM B457 utilizado en este estudio contiene grandes inclusiones del tipo sulfuros que se aprecian en la figura (35) Inclusiones de este tipo provocan un decremento de las propiedades mecánicas.⁸⁵

El acero de refuerzo al carbono NOM B6 presenta una estructura en su mayor parte perlítica, aproximadamente un 85 a 90%, y el resto ferrítica, que corresponde al carbono equivalente de 0.74% El tamaño de grano es de 4 a 5 ASTM figura (36). La dureza determinada promedio es de 100 RB,. Este acero, contiene inclusiones muy pequeñas del tipo sulfuro, como se muestran en la figura (37).

6.2 1 POTENCIAL DE CORROSION Ecorr.

La variación del potencial electroquímico de ambos aceros embebidos en morteros con y sin 2% de cloruros, en función del tiempo con se muestra en la figura (38).

Este comportamiento es semejante en ambos aceros, y de acuerdo a los criterios mostrados en la tabla (Tabla IX), presentan el 50% de probabilidad de corrosión a los 100 días en mortero sin cloruros, aunque existen ciertos intervalos detiempo donde caen en el 90% de probabilidad de corrosión.

El acero NOM B457 presenta potenciales ligeramente más negativos que el acero NOM B6, aunque la diferencia no es muy significativa. En presencia de cloruros, ambos aceros presentan el 90% de probabilidad de que la corrosión este ocurriendo, como lo muestra la figura (38) y esto es debido al efecto despasivador de los cloruros, los cuales abaten el potencial de corrosión de ambos aceros a potenciales mas negativos (activos).

6.2.2 RESISTENCIA A LA CORROSION DE LOS ACEROS DE REFUERZO.

En la figura (39), se muestra la velocidad de corrosión expresada como densidad de corriente (i_{corr}), de ambos aceros en un mortero con las condiciones mencionadas, obtenida mediante la técnica de Rp.

Segun Andrade⁸², Los límites reportados por diversos autores para la velocidad de corrosión del acero de refuerzo en concreto, están en el intervalo de 0.1 a 0.2 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$, lo que equivale a una velocidad de 1.1 a 2.2 $\mu\text{m}/\text{año}$. Un valor por arriba de este límite es significativo, mientras que un valor por debajo, indica que el material está pasivado. La icorr. máxima obtenida en ambientes muy agresivos en concretos no agrietados como son los concretos carbonatados es del orden de 100 a 200 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$.

En esta gráfica se aprecia que en cuanto a problemas de corrosión generalizada, el acero NOM B457 tiene un buen desempeño y puede sustituir con éxito al acero al carbono NOM B6.

En ausencia de iones cloruro, los valores de velocidad de corrosión del acero microaleado NOM B457 mantienen dentro de los límites reportados por Andrade⁸² para aceros de refuerzo en concreto.

La figura (39) muestra el efecto de los iones cloruro en los aceros estudiados. La velocidad de corrosión aumenta en un orden de magnitud con respecto al mortero sin cloruros, con valores de 1 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$, (11 $\mu\text{m}/\text{año}$) lo que representa una situación de corrosión. El comportamiento electroquímico de ambos aceros sigue siendo prácticamente el mismo.

Estudios previos realizados en el acero NOM B457 embebido en mortero con cemento Portland tipo II, relaciones agua/cemento=1/2, cemento/arena=1/3, con 2% de cloruros como CaCl_2 , a 70°C . reportan la formación rápida de productos de corrosión después de un mes, que por aumento de volumen fracturaban al mortero, dejando expuesta la varilla¹⁶. Sin embargo en ese trabajo, no se reportan resultados comparativos de aceros de refuerzo al carbono.

En nuestro caso, se detectó un ligero agrietamiento en el mortero que se encontraba cercano a las varillas de ambos aceros después de 120 días. Esta diferencia en comportamiento con el estudio previo, se debe al tipo de cemento utilizado (El cemento portland tipo I en el presente estudio vs cemento portland tipo III), a la temperatura (25°C . en el presente estudio) y a la introducción de los cloruros como NaCl .

Hasson⁶⁸ reporta que la velocidad de difusión de los cloruros en las pastas de cemento se eleva notablemente si se introducen como CaCl_2 , dando lugar a una velocidad de corrosión mayor que para NaCl en las mismas condiciones.

6.2.1 MEDIOS SIMULADOS

La figura (40) muestra la velocidad de corrosión de ambos

aceros en los medios simulados de Ca(OH)_2 con y sin cloruros.

Se aprecia que el hidróxido de calcio al llegar al día quince, sorpresivamente se vuelve muy agresivo y no simula las condiciones electroquímicas del concreto. La velocidad de corrosión en ambos aceros son del orden de $10 \mu\text{A}/\text{cm}^2$.

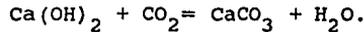
La figura (41) muestra el potencial electroquímico de ambos aceros en solución hidróxido de calcio saturado con y sin cloruros, en función del tiempo.

El potencial electroquímico de los aceros, sufre un decremento brusco que coincide con el aumento de la velocidad de corrosión, a los quince días, lo que significa que el estado superficial del acero después de este intervalo es muy activo, es decir, pierde su pasividad inicial. En este caso no es tan válido aplicar las normas basadas en el potencial de corrosión, debido a que el acero no se encontraba embebido en mortero.

En la figura (42) se aprecia una grafica pH vs Tiempo, para una solución Ca(OH)_2 sat. en presencia de los electrodos de ambos aceros.. En esta grafica se aprecia una caída brusca de pH hasta valores de 7 que coincide con el incremento de la velocidad de corrosión de los aceros y con el decremento del potencial de corrosión. Esto se debe a la

presencia de algún mecanismo de acidificación de la solución.

Uno de los posibles mecanismos presentes es el mecanismo de carbonatación⁸⁶, en el cual el CO₂ atmosférico reacciona con el Ca(OH)₂, disminuyendo el pH desde 12.5 hasta un pH neutro, de acuerdo a la siguiente reacción:

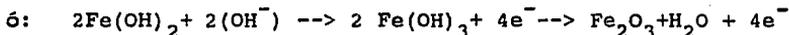
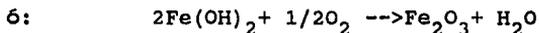
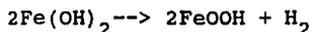
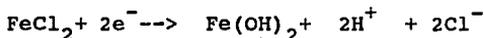
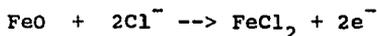


Se recomienda entonces no utilizar los medios simulados en pruebas de larga duración por mas de quince días, a menos que se reemplace la solución, ya que algunos autores utilizan este tipo de medios para evaluar corrosión fatiga ó agrietamiento en aceros de refuerzo en concreto sin tomar en cuenta esta diferencia entre medios simulados y medio concreto.

En la figura (40) La influencia de los cloruros es notoria, elevando al doble la velocidad de corrosión de ambos aceros en comparación con el Ca(OH)₂ sat. sin cloruros. El comportamiento electroquímico de ambos aceros es prácticamente el mismo en este medio.

En este caso se registraron productos de corrosión oscuros con tonalidades grises verdosas que pueden

corresponder a cloruros de Hierro, como productos intermedios de oxidación de acuerdo a las siguientes reacciones.²²



Estos productos de corrosión con tonalidades grises, cambian su color a una tonalidad rojiza, si se dejan expuestos por algunas horas al aire, transformandose a óxidos de hierro.

En este caso no se tomaron muestras para realizar difracción de Rayos X, por no contar con un equipo disponible, y por la poca estabilidad de estos compuestos intermedios.

Cabe recordar que la icorr solo evalúa la velocidad de corrosión uniforme, en caso de presentarse una situación de Corrosión Bajo Esfuerzo, la perdida de metal puede ser mínima (icorr baja), pero localizada en una pequeña grieta, por lo que a partir de estas pruebas no es posible determinar una situación potencial de C.B.E.

Para comprobar que el comportamiento electroquímico de ambos aceros embebidos en concreto es muy parecido se presentan las curvas anódicas potenciodinámicas obtenidas a los 130 días de fraguado de ambos aceros en los morteros utilizados para evaluar la velocidad de corrosión en las mismas condiciones, figuras (43) y (44).

Se puede observar que las curvas anódicas de ambos aceros no difieren notablemente. Estas curvas fueron realizadas con una velocidad de barrido de 1 mV/s.

Los resultados en esta etapa, demuestran que el comportamiento electroquímico del acero microaleado NOM B457 embebido en concreto, en condiciones normales, es muy parecido al comportamiento electroquímico del acero de refuerzo al carbono NOM B6 usado en México.

6.3 EVALUACION A LA CORROSION BAJO ESFUERZO.

6.3.1 PRUEBAS ELECTROQUIMICAS

SOLUCION $\text{Ca}(\text{OH})_2$ SAT.

En la figura (45), se muestran las curvas de polarización anódica a tres velocidades de barrido para el acero NOM B457 en la solución de $\text{Ca}(\text{OH})_2$ saturada a 75 °C. Estas curvas no cumplen con el requisito de presentar una

zona activa-pasiva, pero en ellas se puede apreciar una zona que algunos autores han llamado de "pseudopasiva",⁸¹ debido a que no es posterior a un pico de activación. En esta zona la corriente tiene un valor constante que no aumenta con la variación del potencial. La corriente que se alcanza en esta zona varía de $10^{-5.5}$ a 10^{-4} A/cm² en los barridos lentos y rápidos respectivamente. En consecuencia no se puede hablar de que se detecten potenciales de susceptibilidad a la C.B:E. El potencial transpasivo, que marca el fin de esta zona, el comienzo de la zona transpasiva, y el inicio del desprendimiento de oxígeno, se encuentra desplazado ligeramente hacia valores más negativos en los barridos rápidos.

El acero al Carbón NOM B6, presenta también zonas de pseudopasividad, cuyas corrientes son del mismo orden que las anteriores, $10^{-5.5}$ a $10^{-3.7}$ A/cm². figura (46) Los potenciales transpasivos no se modifican en este caso con la velocidad de barrido. Tampoco se puede hablar de detección de potenciales de susceptibilidad a la C.B.E.

En ambos casos se registraron productos de corrosión rojos sobre los electrodos de trabajo, sólo en los barridos lentos.

zona activa-pasiva, pero en ellas se puede apreciar una zona que algunos autores han llamado de "pseudopasiva",⁸¹ debido a que no es posterior a un pico de activación. En esta zona la corriente tiene un valor constante que no aumenta con la variación del potencial. La corriente que se alcanza en esta zona varia de de $10^{-5.5}$ a 10^{-4} A/cm² en los barridos lentos y rápidos respectivamente. En consecuencia no se puede hablar de que se detecten potenciales de susceptibilidad a la C.B.E. El potencial transpasivo, que marca el fin de esta zona, el comienzo de la zona transpasiva, y el inicio del desprendimiento de oxígeno, se encuentra desplazado ligeramente hacia valores mas negativos en los barridos rápidos.

El acero al Carbón NOM B6, presenta tambien zonas de pseudopasividad, cuyas corrientes son del mismo orden que las anteriores, $10^{-5.5}$ a $10^{-3.7}$ A/cm². figura (46) Los potenciales transpasivos no se modifican en este caso con la velocidad de barrido. Tampoco se pude hablar de detección de potenciales de susceptibilidad a la C.B.E.

En ambos casos se registraron productos de corrosión rojos sobre los electrodos de trabajo, sólo en los barridos lentos.

6.3.2 SOLUCION $\text{Ca}(\text{OH})_2$ CON 2% EN PESO DE Cl^- .

En la figura (47), se aprecia el efecto de los cloruros sobre las curvas de polarización anódica del acero Microaleado NOM B457. En estas no se presenta la zona de pseudopasividad en la curva con velocidad de barrido lento si no una corriente límite. En las otras curvas la zona pseudopasiva esta presente aunque en una región pequeña.

El potencial de inicio de estas curvas anódicas, fué de -200 mV vs el potencial de corrosión, y al aplicar un barrido rápido, este recorrido lo realizaban en muy poco tiempo, "atrapando" un potencial de corriente cero E_0 más negativo, que cuando se realizaba la curva con un barrido lento. En este caso, el tiempo transcurrido era mayor, obteniendose un potencial de corriente cero más positivo, provocando que en la curva lenta la zona pseudopasiva desapareciera. Por razones de simplicidad, en estas figuras sólo se presenta la parte anódica de las curvas.

El Potencial Transpasivo (En este caso se puede hablar de un potencial de nucleación de picaduras $[E_p]$, ya que esta presente una especie agresiva como los cloruros), está desplazado hacia potenciales más negativos, con respecto a las curvas obtenidas en las solución sin cloruros, a tal grado que las curvas empieza en este valor y sólo se detectó una región previa a la velocidad de 1.66 mV/s. Las

corrientes límites son del orden de $10^{-1.5}$ a $10^{-0.5}$ A/cm². en los barridos lentos y rápidos respectivamente.

En la figura (48). se muestran las curvas del acero al carbono NOM B6 en este medio. El potencial de picado E_p es visible en las curvas realizadas a altas velocidades de barrido. Estas muestran una pequeña zona pseudopasiva, la cual no es detectada con el barrido lento. las corriente límites son del orden de $10^{-1.5}$ a $10^{-0.5}$ A/cm². En ambos casos no se detectan tampoco potenciales de susceptibilidad a la C.B.E.

6.3.3 SOLUCION CARBONATOS-BICARBONATOS

Como se mencionó en la introducción, se han detectado potenciales de susceptibilidad a la C.B.E. en soluciones de carbonatos-bicarbonatos en aceros de bajo carbono. La influencia de estos medios sobre la conducta anódica de los aceros de refuerzo estudiados se puede apreciar en las figuras. (49) y (50)

En la figura (49) el acero microaleado NOM B457 presenta una zona pseudopasiva, cuyas corrientes son del orden de 10^{-5} a $10^{-3.5}$ A/cm², en los barridos lentos y rápidos. El potencial transpasivo se encuentra bien definido y no varia con la velocidad de barrido. En este caso no es posible detectar intervalo de potenciales de

susceptibilidad a la C.B.E.

La figura (50) muestra que el acero de refuerzo al carbono presenta también zonas pasivas, ya que estas si son posteriores a pequeños picos de activación. Sin embargo el valor alcanzado por estos picos es del orden de $10^{-3.5} \text{A/cm}^2$, y la región activo-pasiva es muy estrecha, de -430 a -335 mv. vs ECS. Los rangos de potenciales de susceptibilidad a la C.B.E. no están bien definidos.

Esta diferencia de resultados, con los encontrados por Parkins ³⁷, figura (17) se puede deber a la composición química de los aceros de refuerzo en comparación con los aceros utilizados por dicho autor. (presumiblemente un acero grado X-52)³⁷.

La figura (51) Muestra este tipo de curvas reportadas por Avila y coautores¹⁷ para el acero NOM B457 embebido en mortero con cemento Portland tipo III, con relaciones agua/cemento= 1/2, cemento/arena.=1/3, por un tiempo de frag. de 10 días, a 70°C. y 100% de H.R. En esta se define un intervalo de potenciales de susceptibilidad a la C.B.E., ^{59,79} aproximadamente a los -200 mV. Sin embargo, en una serie de ensayos como se mencionó anteriormente, no se repitió la detección por lo que se concluyó que los requisitos para el establecimiento de las condiciones de susceptibilidad a la C.B.E. en estos sistemas no se cumplen

Cabe mencionar que el cemento portland tipo III, es de alta alcalinidad y de fraguado rápido.

6.4 PRUEBAS A VELOCIDAD DE EXTENSION CONSTANTE PVEC (CERT)

Los resultados de dichas pruebas se reportan en la tabla X.

En la figura (52) se muestran las curvas obtenidas en los ensayos PVEC en acero NOM B457 embebido en mortero a diferentes tiempos de fraguado. La relación de ductilidad, basada en la reducción de area es muy cercana a uno, por lo que se pueden catalogar como comportamientos dentro de la categoría I: Inmune.

La figura (53) muestra los resultados de las pruebas a velocidad de extension constante para probetas embebidas en mortero con 2% en peso de cloruro. Estas exhiben una elongación ligeramente menor y una disminución en la resistencia máxima soportada. Esto se puede deber a la presencia de algún mecanismo asociado capaz de reducir el area inicial de la probeta. Un posible mecanismo es la corrosión por picaduras. Estas condiciones caen también en la Categoría I.

En la figura (54) se muestra un monitoreo del potencial de corrosión durante las Pruebas a Velocidad de Extensión Constante PVEC, para valorar la influencia de los cloruros y los esfuerzos en el comportamiento electroquímico. Se puede apreciar que el potencial del concreto con cloruros es más negativo, lo que indica una situación de mayor actividad del acero, y que este potencial oscila en mayor grado, comparándolo contra el acero embebido en concreto sin cloruros. Estas oscilaciones están relacionadas con formación y rompimiento de capas pasivas o picaduras. Sin embargo no es posible detectar el momento del agrietamiento en el ensayo PVEC (CERT), por que el Ecorr. representa también el estado promedio de toda la superficie y no detecta cambios en zonas localizadas.

Los potenciales obtenidos nos darían un 90% de probabilidad de corrosión de acuerdo a los criterios de las Normas BS7361 y ASTM C8 76-87 (Tabla IX). Sin embargo estos criterios no son del todo aplicables debido a que la temperatura de prueba en este caso es de 60°C. y las normas son para temperatura ambiente.

La figura (55), muestra la curva obtenida en PVEC para $\text{Ca}(\text{OH})_2$ a 75°C., encontrándose que el tiempo de falla, así como la elongación final es menor que para el medio inerte. Sin embargo en este caso se partió de un área ligeramente

menor (0.301 cm^2 para $\text{Ca}(\text{OH})_2$ a 75°C . contra 0.316 cm^2 para las otras dos pruebas). La relación de ductilidad basada en la reducción de área es del orden de 1, por lo que se puede catalogar esta situación dentro de la categoría I. Inmune

En esta misma figura, se muestra el efecto de los cloruros agregados a la solución de $\text{Ca}(\text{OH})_2$ sat a 75°C . sobre la curva tensión deformación. En este caso, apenas es apreciable una ligera disminución en la resistencia máxima soportada, que sugiere la presencia de algún mecanismo de corrosión localizado.

Los resultados de las pruebas a Velocidad de Extensión Constante, hechas a $5.2 \cdot 10^{-6} \text{ s}^{-1}$, a -650 mV vs ECS., dieron resultados muy parecidos a las anteriores (Tabla IX).

La figura (56) muestra las curvas tensión-Deformación obtenidas en una solución de $\text{Ca}(\text{OH})_2$ sat a 25 y 80°C a un potencial impuesto de -650 mV vs ECS. La relación de ductilidad en ambos casos es uno y se puede catalogar este comportamiento dentro de la categoría I. En esta curva el efecto de la temperatura no es perceptible.

La figura (57) muestra el efecto de los Cloruros sobre la curva tensión-deformación. Otra vez se detecta una disminución de la resistencia máxima obtenida. En el caso de la prueba hecha a 25°C ., reportó una relación de ductilidad

basada en la reducción de área de 0.8, lo que la colocaría en la categoría II, sin embargo siguiendo el esquema, y si estuvo presente algún mecanismo de corrosión localizado, es muy probable que sea un comportamiento de Categoría I, ya que las relaciones de ductilidad del tiempo de falla, así como la de elongación máxima, son del orden de 1.

Los resultados encontrados concuerdan con los reportados por otros autores ^{1,87} y con referencias mencionadas por Parkins¹⁶. Los estudios realizados en aceros pretensados con pruebas a 2×10^{-6} s⁻¹, y a potenciales mayores a -900 mv. vs ECS. presentando sólo fracturas dúctiles en Ca(OH)₂.¹⁶

6.5 ENSAYOS A CARGA CONSTANTE

Los resultados obtenidos en las pruebas a carga constante se reportan en la tabla XI.

Los cloruros nuevamente muestran un efecto sobre el acero microaleado, ya que a las 599 hrs. se detectó una elongación de 0.026 pulgadas en la probeta inmersa en mortero contaminado con cloruros, no volviéndose a registrar ningún cambio posterior. En ausencia de cloruros, la probeta soportó la carga sin sufrir ningún cambio.

La figura (58), muestra las probetas embebidas en mortero, después de la prueba. No se detectó en este caso, agrietamiento en el mortero.

6.6 EVALUACION AL AGRIETAMIENTO INDUCIDO POR HIDROGENO.

Los resultados de las Pruebas a Velocidad de Extensión constante PVEC hechos a $1.18 \cdot 10^{-6} \text{ s}^{-1}$, en Ca(OH)_2 sat. a 25°C . a diferentes potenciales impuestos, se muestran en la tabla V y en las figuras (59) y (60).

Es posible determinar un sólo intervalo de potenciales de agrietamiento, que se da por debajo de los -900 mv vs ECS. En estas figuras se incluyeron los resultados anteriores para mostrar que los potenciales alcanzados por los morteros están muy por encima de este intervalo de fragilización, así que es muy difícil que se alcance este intervalo en condiciones normales de operación.

Este intervalo de susceptibilidad, está relacionado con el ingreso de hidrógeno en del acero, y con los mecanismos mencionados de Agrietamiento Inducido por Hidrogeno HIC, y coincide con los resultados obtenidos por Parkins¹⁶, Hartt¹ y Galvez⁸⁷, figura (61).

Sin embargo Parkins ¹⁶, con pruebas a una velocidad de $3 \cdot 10^{-6}$ cm/s, en aceros Euronorma 136, con especímenes entallados y preagrietados, inmersas en $\text{Ca}(\text{OH})_2$ con adiciones de HCl para ajustar el pH, encuentra un segundo intervalo cerca de -600 mv. vs ECS., que esta relacionado a picado frecuentemente iniciado en inclusiones no metálicas seguido de acidificación, el cual está asociado esencialmente a mecanismos de disolución y Corrosión Bajo Esfuerzo C.B.E.

Sin embargo este intervalo no es detectado por Hartt¹ y Galvez⁸⁷ y las pruebas realizadas en el presente trabajo a -600 mV vs ECS a la misma velocidad utilizada por Parkins y a -650 mV vs ECS. a una velocidad de $5.2 \cdot 10^{-6} \text{s}^{-1}$ no mostraron agrietamiento, en el acero NOM B457.

Como se muestra en la figura (59), el intervalo de susceptibilidad encontrado es muy difícil que se presenten durante el servicio de una estructura metálica de acero microaleado NOM B457. Parkins¹⁶ reconoce que el intervalo del Ecorr. de aceros pretensados en muchas soluciones es de -650 mv a -200 mv, valores muy por arriba del intervalo de fragilización de -900 mV vs ECS..

En las etapas anteriores no se alcanzaron Ecorr. tan bajos, por lo que en condiciones normales no es posible llegar a los -900 mV vs ECS. aún con presencia de

Cloruros. Ver figs.(38),(41) y (54).

Una situación potencialmente peligrosa, es el hecho de sobreproteger catódicamente una estructura de concreto reforzado, llevandola a potenciales cercanos a los -900 mV vs ECS. ya que se puede inducir la fragilización por hidrógeno.

6.7 FRACTOGRAFIA.

Las figuras (62) a la (64), muestran las fracturas encontradas en las pruebas realizadas a potenciales superiores a los -900 mV vs ECS. En ellas es posible apreciar cuellos correspondientes a las fracturas dúctiles, con copa y cono de un lado de la fractura y una parte complementaria en la otra.

En la figura (65), se muestran las fracturas presentadas en las pruebas realizadas por debajo de los -900 mV. vs ECS. Es posible ver la eliminación del cuello a medida que baja el potencial, encontrandose desde fracturas fragiles del tipo "casco de Vikingo", hasta fracturas completamente frágiles del tipo crucero o "Clivaje".

En las figuras (66) a la (71) se muestran las fractografias de algunas de las pruebas realizadas por arriba de -900 mV. vs ECS.. Todas ellas presentan

apreciencia dúctil mostrando cavidades(voids). Sólo la muestra ensayada con Ca(OH)_2 a 75°C . muestra coalescencia de cavidades las cuales forman las estructuras mostradas en la figura (66). Sin embargo no se detectó agrietamiento en ninguno de los casos.

Las pruebas realizadas por abajo de -900 mV vs ECS, presentan en sus fractografías, zonas con transiciones frágiles-dúctiles, hasta fracturas completamente frágiles, dependiendo de la polarización aplicada, como lo muestran las figuras (72) a la (76). En todos estos casos, están presentes agrietamientos escalonados, típicos del Agrietamiento Inducido por Hidrógeno (HIC), figuras (72) y (73) que concuerdan con el mecanismo mostrado en la figura (4).

La figura (77) muestra un diagrama potencial vs. pH, en donde se sobrepusieron los resultados obtenidos y la línea termodinámica del equilibrio H^+/H_2 . En este se aprecia que la mayoría de las fallas encontradas están por debajo de esta línea, lo que refuerza la hipótesis que el mecanismo de fragilización por hidrógeno es el causante del agrietamiento

Existe un punto que presentó falla a pesar de estar unos cuantos milivolts por arriba de esta línea, pero esto se puede deber a una posible acidificación de la solución de Hidróxido de Calcio. En esta gráfica se está suponiendo que

el pH del medio se mantiene en su valor inicial de 12.5 y que no cambia con la polarización aplicada.

También es posible que exista adsorción de hidrógeno en algún punto de la superficie, o que en alguna heterogeneidad del material sea posible la presencia de hidrógeno a un potencial superior al termodinámico, o una posible acidificación local, debido a alguna picadura que inicie el proceso de agrietamiento.

Hay que recordar que la línea H^+/H_2 , es con respecto al hierro puro y en nuestro caso, por tratarse de una aleación compuesta por muchos elementos, el potencial al cual el hidrógeno es estable como H_2 puede modificarse.

En esta misma figura, se presentan los intervalos de agrietamiento ambiental reportados por Parkins¹⁶, mostrando que todas las fallas encontradas en este trabajo, caen por debajo de la línea de los -900 mV vs ECS. El otro intervalo de agrietamiento, (-600 mV vs ECS) no se presentó en el acero NOM B457.

Las curvas catódicas de los aceros NOM B457, y NOMB B6 en $Ca(OH)_2$ sat. a 25°C., muestran tres zonas bien definidas, en la figura (78).

La primera comprende del potencial de corrosión hasta aproximadamente -730 vs ECS y es una zona controlada por transferencia de carga que corresponde a la reducción del oxígeno disuelto en la solución.

La segunda es una zona que comprende desde -730 mV hasta -1150 mV. vs ECS, que presenta una corriente límite, controlada por difusión del mismo oxígeno.

La tercera comienza después de los -1150 mV vs ECS y es otra vez una zona controlada por transferencia de carga que corresponde al desprendimiento de hidrógeno. Este valor concuerda con el límite reportado por Hartt¹ para el agrietamiento de aceros preestirados por fragilidad por hidrógeno.

Las fracturas frágiles encontradas por debajo de los -1150 mV vs ECS, se pueden explicar fácilmente por el desprendimiento de hidrógeno por debajo de este potencial. Sin embargo, las fracturas encontradas entre los -900 mV vs ECS y los -1150 mV vs ECS, pueden explicarse por una posible adsorción de Hidrógeno en esta zona, ya que en este intervalo, la curva catódica presenta sólo la corriente límite correspondiente al oxígeno.

CAPITULO VII

CONCLUSIONES

7.1 CONCLUSIONES

a) De acuerdo al primer objetivo se concluye:

La resistencia a la corrosión del acero Microaleado NOM B457 embebido en mortero, bajo las condiciones ensayadas en este estudio, es muy parecida a la del acero al carbono NOM B6.

Los cloruros atacan a ambos aceros elevando la velocidad de corrosión en un orden de magnitud.

Las soluciones de Ca(OH)_2 Sat. no simulan adecuadamente al medio mortero, y no deben utilizarse en pruebas de duración mayor a quince días ya que la velocidad de corrosión se eleva en dos ordenes de magnitud con respecto al medio mortero, debido a la carbonatación del medio.

b) De acuerdo al segundo objetivo:

Los sistemas Acero NOM B457 y Acero NOM B6 en soluciones de Ca(OH)_2 sat. no presentan las características electroquímicas en las cuales ocurre la C.B.E.

Los resultados obtenidos en los ensayos PVEC en acero NOMB457 en Ca(OH)_2 sat. no sugieren susceptibilidad a la Corrosión Bajo Esfuerzo.

El sistema Acero NOM B457-mortero, tampoco presentó indicios de C.B.E. en las condiciones ensayadas.

En ausencia de cloruros, los esfuerzos por debajo del 80% del límite de cedencia no influyen en la resistencia a la corrosión del acero NOM B457 embebido en mortero.

Las pruebas a carga Constante corroboran que los Cloruros son potencialmente peligrosos para el sistema Acero NOM B457-Mortero, a esfuerzos a un 80% del límite de cedencia (80% del σ_y)

Los métodos electroquímicos revelan susceptibilidad al ataque por picaduras en presencia de Cloruros para las condiciones de prueba estudiadas.

La ligera disminución detectada en la resistencia máxima en presencia de Cloruros, indica la ocurrencia de un mecanismo de corrosión localizado asociado.

Por los resultados obtenidos, no existe susceptibilidad a la corrosión bajo Esfuerzo en el acero microaleado NOM B457 en mortero bajo las condiciones ensayadas, aunque es susceptible a sufrir corrosión en presencia de cloruros, pero esta es del mismo orden de la presentada por el acero al carbono NOM B6.

Las fracturas encontradas en ensayos realizados por arriba de los -900 mV vs ECS. son dúctiles y sin presencia de agrietamiento de donde se establece que por arriba de este umbral no existe agrietamiento ambiental.

c) De acuerdo al último objetivo se concluye:

Por debajo de los -900 mV vs ECS. se encuentra un intervalo de susceptibilidad al agrietamiento ambiental, asociado a fragilidad por hidrógeno (HIC).

Se recomienda al aplicar protección catódica a una estructura de acero embebida en concreto, no rebasar los -900 mV vs ECS para no inducir la fragilización por hidrógeno y el agrietamiento escalonado.

CAPITULO VIII

TABLAS Y FIGURAS

TABLA I
FACTORES QUE INFLUYEN EN EL PROCESO
DE CORROSION EN CONCRETO

FACTORES DEPENDIENTES DEL MEDIO	FACTORES DEPENDIENTES DEL REFUERZO METALICO	FACTORES DEPENDIENTES DEL MEDIO DE SERVICIO
PERMEABILIDAD RELACION AGUA/CEMENTO RELACION CEMENTO/ARENA COMPACTACION Y CURADO	NATURALEZA QUIMICA DEL REFUERZO (COMPOSICION QUIMICA)	HUMEDAD RELATIVA
POROSIDAD	NATURALEZA FISICA DEL REFUERZO (MICROESTRUCTURA, DUREZA)	DEGRADACION BIOLÓGICA
ESPESOR DEL RECUBRIMIENTO	CONDICION SUPERFICIAL DEL REFUERZO. (TIPO DE OXIDO SUPERFICIAL, METALIZADOS RECUBRIENTOS ORGANICOS)	ACCION DE DIVERSAS SUSTANCIAS COMO: Cl^- , O_2 , SO_4^{2-} , CO_2
TIPOS DE CEMENTO	SOLICITACIONES MECANICAS: TENSION, COMPRESION Y TORCION	CORRIENTES PARASITAS
AGREGADOS, ADITIVOS (ACELERADORES, PLASTIFICANTES INHIBIDORES, ETC.)	INCLUSIONES, TIPOS, TAMAÑO, FORMA, DISTRIBUCION	PROTECCION CATODICA
PUESTA EN OBRA		

TABLA II
 CRITERIOS DE PROTECCION CATODICA
 PARA ACEROS EN CONCRETO. (ref. 27)

CRITERIO	DESCRIPCION	COMENTARIO
VALOR DEL POTENCIAL	VALORES DE POTENCIAL DE -0.85 V VS E.S.C. (ALGUNAS VECES ES USADO -0.77 V VS E.C.S. EL VALOR UMBRAL ES -1.1 V VS E.C.S. PARA PREVENIR LA FRAGILIDAD POR HIDROGENO	FACIL DE MEDIR. PUEDE SER CONSIDERADO CONSERVADOR. A MENUDO INCLUYE LA DISMINUCION DE IR, CONCERNIENTE A EFECTOS DE SOBREPOTECCION.
100 mV DE DECAIMIENTO DE POTENCIAL	DEBE EXISTIR UNA DIFERENCIA DE 100 mV ENTRE EL POTENCIAL MEDIDO BAJO PROTECCION CATODICA Y EL POTENCIAL DESPOLARIZADO, USUALMENTE DESPUES DE 4 HORAS.	ES EL CRITERIO MAS USADO; EL TIEMPO DEL PERIODO DE DECAIMIENTO Y LA DIFERENCIA DE POTENCIAL ESTA AUN BAJO DEBATE. NO PROPORCIONA INFORMACION ACERCA DE LA SOBREPOTECCION.
DIFERENCIA DE POTENCIAL DE 300 mV	APLICAR UNA DIFERENCIA DE POTENCIAL DE 300mV NEGATIVOS A PARTIR DEL POTENCIAL DE CORROSION (DESCONTANDO IR)	REQUIERE DE UNA CELDA ESTABLE DE REFERENCIA, USADO SOLO PARA ENERGIZAR. NO DA INFORMACION SOBRE LA SOBREPOTECCION.
DENSIDAD DE CORRIENTE	APLICAR UNA DENSIDAD DE CORRIENTE DE 10 mA/CM ² EN EL AREA DE TODAS LAS VARILLAS DE REFUERZO DE LAS ESTRUCTURAS	CRITERIO EMPIRICO BASADO EN EXPERIENCIAS LIMITADAS DE LABORATORIO Y CAMPO.
PRUEBAS E-LOG I	GRAFICAR EL POTENCIAL E VS LA CORRIENTE APLICADA I DURANTE O ANTES DE ENERGIZAR	DUDOSA INTERPRETACION CIENTIFICA. PERMITE CALCULAR LA CORRIENTE DE PROTECCION REQUERIDA.

TABLA III.
COMPOSICION QUIMICA DE ALGUNOS ACEROS

ACERO	C	Mn	Si	P	S	V	Nb	C.E.
NOM B457 ¹	0.34	1.50	0.50	0.035	0.045	0.04	0.04	0.513
A-706 ¹	0.34	1.50	0.50	0.035	0.045	---	---	0.55
NOM B6 ¹	0.44	1.80	0.31	0.014	0.03	---	---	0.792
X-52 ¹	0.28	1.25	---	0.04	0.05	---	---	---
	0.31	1.35	---	---	---	---	---	---
Euronorma 138	0.85	0.64	0.027	0.012	---	---	---	---
	0.71	0.79	0.016	0.011	---	---	---	---

¹ VALORES MAXIMOS PERMITIDOS POR LA NORMA.

TABLA IV
PROPIEDADES MECANICAS DE LOS ACEROS DE REFUERZO.
 (Ref. 11)

PROPIEDAD MECANICA	ACERO AL CARBONO NOM B6	ACERO MICROALEADO NOM B457
LIMITE DE CEDENCIA		
MINIMO	42 Kg/mm ² 412 Mpa	42 Kg/mm ² 412 Mpa
MAXIMO	-- ---	55 539
RESISTENCIA MAXIMA		
MINIMO	63 Kg/mm ² 618 Mpa	56 Kg/mm ² 549 Mpa
RELACION RM/LC	1.5	1.25
ELONGACION (200 mm)	7 A 8 %	12 A 14 %

TABLA V
MATERIALES Y MEDIOS DONDE
SE PRESENTA LA
CORROSION BAJO ESFUERZO

MATERIAL	MEDIO
ACEROS AL CARBONO	SOLUCIONES ALCALINAS, NO_3 , NH_3 LIQUIDO ANHIDRO, SOLUCIONES DE FeCl_3 , MEZCLAS DE MgCl_2 Y NaF , H_2SO_4 , SOLUCIONES DE $\text{NaOH-Na}_2\text{SiO}_3$, SOLUCIONES DE HCN .
ACEROS DE BAJA RESISTENCIA FERRITICOS	MEZCLAS $\text{HCN} + \text{SnCl}_2 + \text{AsCl}_2 + \text{CHCl}_3$, Na_3PO_4 , NCN , H_2SO_4 FUMANTE, FeCl_3 , ETANOLAMINA + $\text{H}_2\text{S} + \text{CO}_2$, NH_4NO_3 , $\text{Fe}(\text{AlO}_2)_3 + \text{Al}_2\text{O}_3 + \text{CaO}$, MEZCLAS $\text{NH}_3 + \text{CO}_2 + \text{H}_2\text{S} + \text{HCN}$, MEZCLAS $\text{H}_2\text{O} + \text{CO} + \text{CO}_2$, MEZCLAS $\text{CO}_3^{=} \text{HCO}_3^-$
ACEROS INOXIDABLES	MgCl_2 Y BaCl_2 , $\text{NaCl-H}_2\text{O}_2$, SOLUCIONES DE Cl^- , Cl^- ORGANICOS, SOLUCIONES DE H_2S , VAPOR DE AGUA CON Cl^- , ACIDOS POLITIIONICOS
ACEROS DE ALTO LIMITE ELASTICO	SOLUCIONES DE NaCl , ATMOSFERAS SALINAS, ATMOSFERAS INDUSTRIALES Y H_2SO_4 .
ALEACIONES DE TITANIO	SOLUCIONES DE $\text{NaOH-H}_2\text{Cl}$, I^- , OXIDOS DE NITROGENO, HNO_3 FUMANTE, GASES TALES COMO H_2 , Cl_2 , Br_2 , HCl , VAPORES DE METANOL, AIRE HUMEDO.
NIQUEL	NaOH FUNDIDA
INCONEL	SOLUCIONES DE SOSA CAUSTICA, SOLUCIONES DE $\text{Na}_2\text{S}_4\text{O}_6$ - $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$, ACIDO SULFURICO-SULFATO FERRICO.

TABLA V
 MATERIALES Y MEDIOS DONDE
 SE PRESENTA LA
 CORROSION BAJO ESFUERZO

MATERIAL	MEDIO
MONEL	SOSA CAUSTICA FUNDIDA ACIDO HIDROFLUORHIDRICO ACIDO FLUOSILICO
ALEACIONES DE ALUMINIO	SOLUCIONES DE NaCl-H ₂ O ₂ , NaCl
ALEACIONES DE ORO	SOLUCIONES DE FeCl ₃ SOLUCIONES DE ACIDO ACETICO-SAL
PLOMO	SOLUCIONES DE NaCl-K ₂ CrO ₄ , ATMOSFERAS RURARES Y COSTERAS. AGUA DESTILADA
ALEACIONES DE COBRE	SOLUCIONES O VAPORES DE NH ₄ ⁺ ANINAS, HSO ₃ , HUMEDO, SOLUCIONES DE CU(NO ₃) ₂ , ETC.

TABLA V
MATERIALES Y MEDIOS DONDE
SE PRESENTA LA
CORROSION BAJO ESFUERZO

MATERIAL	MEDIO
MONEL	SOSA CAUSTICA FUNDIDA ACIDO HIDROFLUORHIDRICO ACIDO FLUOSILICO
ALEACIONES DE ALUMINIO	SOLUCIONES DE $\text{NaCl-H}_2\text{O}_2, \text{NaCl}$
ALEACIONES DE ORO	SOLUCIONES DE FeCl_3 SOLUCIONES DE ACIDO ACETICO-SAL
PLOMO	SOLUCIONES DE $\text{NaCl-K}_2\text{CrO}_4$, ATMOSFERAS RURARES Y COSTERAS. AGUA DESTILADA
ALEACIONES DE COBRE	SOLUCIONES O VAPORES DE NH_4^+ AMINAS, HSO_3 , HUMEDO, SOLUCIONES DE $\text{Cu}(\text{NO}_3)_2$, ETC.

TABLA VI.
 NATURALEZA DE LOS RESULTADOS
 DE PRUEBAS PARA EVALUAR EL AGRIETAMIENTO
 ASISTIDO POR EL AMBIENTE Y TIEMPOS TÍPICOS

TIPO DE PRUEBA	RESULTADOS OBTENIDOS	TIEMPO DE PRUEBA
DEFORMACION CONSTANTE TOTAL		
ELASTICA (DOBLES DE 2 Y 4 PUNTOS, ANILLOS EN C, ANILLOS EN O, UNIAXIAL)	σ_{TH}, t_F	Variable
PLASTICA-ELASTICA (DOBLES EN U)	AGRIETAMIENTO/NO AGRIETAMIENTO	
CARGA CONSTANTE	σ_{TH}, t_F	USUALMENTE 720-3000 H
VELOCIDAD DE EXTENSION LENTA O CONSTANTE	t_F, ϵ_F, G_F, RA RELATIVA A REFERENCIA	FUNCION DEL TIEMPO DE VELOCIDAD DE EXTENSION TÍPICAMENTE 2-10 DIAS
BASADAS EN MECANICA DE FRACTURA		
INCREMENTO DE K	da/dt vs K Y K_{ISCC}	720-10 000 H.
DECREMENTO DE K		
K CONSTANTE		
VELOCIDAD DE EXTENSION CONSTANTE CON PROBETAS ENTALLADAS	t_F, ϵ_F, G_F, RA RELATIVA A REFERENCIA Y K_{ISCC}	FUNCION DEL TIEMPO DE VELOCIDAD DE EXTENSION TÍPICAMENTE 2-10 DIAS

da/dt = VELOCIDAD DE AVANCE DE GRIETA, G_F =ENERGÍA A LA FRACTURA (AREA BAJO LA CURVA), K_{ISCC} = INTENSIDAD DE ESFUERZOS UMBRAL PARA C.B.E., RA = REDUCCION DE AREA A LA FRACTURA, σ_{TH} = ESFUERZO UMBRAL PARA C.B.E., ϵ_F = ELONGACION MAXIMA A LA FRACTURA.

TABLA VII
 APLICACION DE LOS RESULTADOS OBTENIDOS
 EN LAS PRUEBAS PARA EVALUAR EL
 AGRIETAMIENTO ASISTIDO POR EL AMBIENTE

RESULTADOS DE PRUEBAS.	USO EN INGENIERIA.
$t_F, e_F, G_F, RA.$	CLASIFICACION DE SUSCEPTIBILIDAD DE MATERIALES, AGRESIVIDAD RELATIVA DE MEDIOS.
σ_{TH}	CLASIFICACION DE SUSCEPTIBILIDAD, RELATIVA A LA AGRESIVIDAD DEL MEDIO; CRITERIO DE DISENO.
K_{ISCC}	CLASIFICACION DE SUSCEPTIBILIDAD, CRITERIO DE PREDICCION, CRITERIO DE DISENO.
da/dt vs. K	ESTIMACION DE K_{ISCC} , PREDICCION DE VIDA E INTERVALOS DE INSPECCION.

TABLA VIII

COEFICIENTES DE FACTORES GEOMETRICOS
PARA BARRAS ENTALLADAS

RELACION d/D	C
0.00	0.000
0.10	0.111
0.20	0.155
0.30	0.185
0.40	0.209
0.50	0.227
0.60	0.238
0.65	0.240
0.70	0.240
0.75	0.237
0.80	0.233
0.85	0.225
0.90	0.205
0.95	0.162
0.97	0.130

TABLA IX.
 CRITERIOS PARA LA EVALUACION DE ESTRUCTURAS METALICAS
 EN MEDIO CONCRETO.

POTENCIAL DE SUPERFICIE REFERIDO AL ELECTRODO Cu/CuSO4 (mV).	BS 7361 PROBABILIDAD DE LA CORROSION DEL REFUERZO EN CONCRETO.	ASTM C876-87
MAYOR QUE -200 (> -126mV vs ECS)	5	90% DE QUE LA CORROSION NO OCURRA.
-200 A -350 (-126 A -276 vs ECS)	50	ACTIVIDAD INCIERTA
MENOR QUE -350 (< -276 vs ECS)	95	90% DE QUE LA CORROSION ESTE OCURRIENDO

TABLA X
RESULTADOS DE PRUEBAS CERT.

MEDIOS	Tp. °C.	E VS. ECS. (mV.)	VEL. DE EXT. S ⁻¹	Emax. z	Tf HRS	R.A. z	RELACIONES DE DUCTILIDAD			CAT.
							$\frac{R_{Am}}{R_{AI}}$	$\frac{E_{maxm}}{E_{maxI}}$	$\frac{T_{fm}}{T_{fI}}$	
Acete	75		2.00×10^{-6}	29.2	37.6	61.63	-	----	----	
Ca(OH) ₂	75	** -700	2.00×10^{-6}	25.2	34.0	62.15	1	0.86	0.90	I
Ca(OH) ₂ 2XCl ⁻	75		2.00×10^{-6}	30.1	41.2	72.95	1	1.03	1.09	I
Mortero 30 d. 25°C.	60		2.00×10^{-6}	29.6	38.4	63.93	1	1.01	1.01	I
Mortero 68 d. 25°C.	60	-410	2.00×10^{-6}	30.6	39.7	64.08	1	1.04	1.05	I
Mortero 2XCl ⁻ 30d. 25°C.	60		2.00×10^{-6}	28.2	37.8	60.98	1	0.96	1.00	I
Mortero 2XCl ⁻ 68d. 25°C.	60	-510	2.00×10^{-6}	27.6	37.3	60.49	0.98	0.96	0.99	I
Ca(OH) ₂	25	** -600	1.18×10^{-6}	31.50	----	60.78	0.98	1.07	----	I
Ca(OH) ₂	25	-780	1.18×10^{-6}	33.80	----	62.46	1.01	1.15	----	I
Ca(OH) ₂	25	-930	1.18×10^{-6}	24.60	----	26.63	0.43	0.84	----	V
Ca(OH) ₂	25	-1030	1.18×10^{-6}	23.0	----	22.35	0.36	0.79	----	V
Ca(OH) ₂	25	-1230	1.18×10^{-6}	21.6	----	15.36	0.25	0.73	----	V
Ca(OH) ₂	25	-1430	1.18×10^{-6}	20.1	----	15.46	0.25	0.68	----	V
Acete	80		5.20×10^{-6}	14.6	7.79	63.13	----	----	----	
Ca(OH) ₂	80	** -650	5.20×10^{-6}	13.8	7.37	63.13	1	0.95	0.95	I
Ca(OH) ₂	25	-650	5.20×10^{-6}	14.0	7.47	63.14	1	0.96	0.96	I
Ca(OH) ₂ 2I Cl ⁻	80	-650	5.20×10^{-6}	13.6	7.26	65.97	1.04	0.93	0.93	I
Ca(OH) ₂ 2Z Cl ⁻	25	-650	5.20×10^{-6}	14.7	7.87	51.00	0.80	1.01	1.01	II

*- valores de potenciales promedio (Ecorr)

** Valores de potenciales impuestos

TABLA XI.

RESULTADOS DE PRUEBAS A CARGA CONSTANTE

MEDIOS	Temperatura de prueba T_p	ESFUERZO MPA.	ϵ_{0y}	Emax. ϵ	TIEMPO HRS.
Mortero 68 d. 25°C.	60°C.	332.8	80	9.0	739
Mortero 21Cl - 68d. 25°C.	60°C.	332.8	80	2.6	597

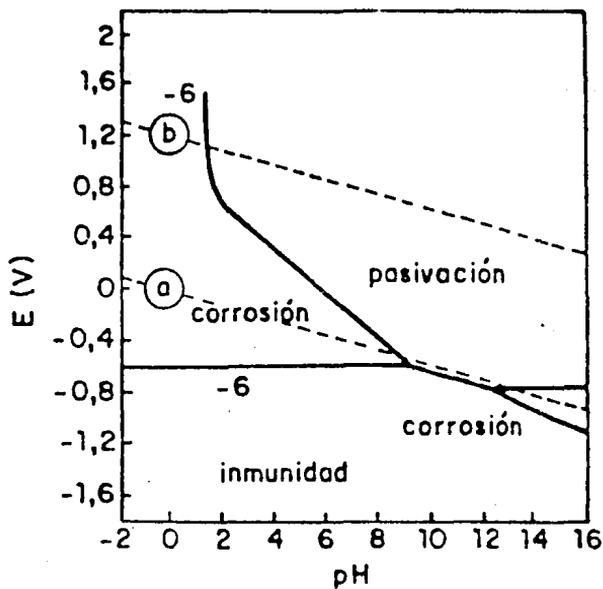
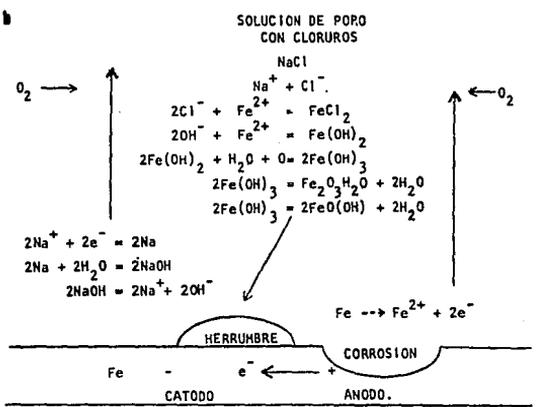
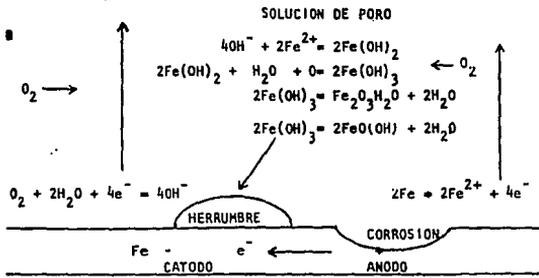


Fig. (1) Diagrama simplificado de Pourbaix para el hierro a 25°C.



fuerzas expansivas sobre el concreto debido al crecimiento de herrumbre expansiva

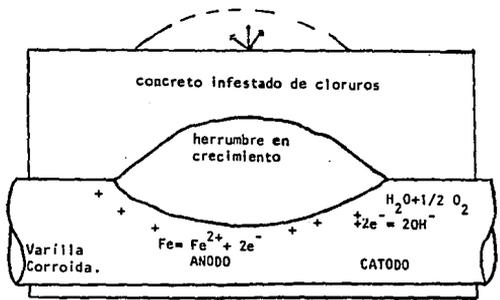


Fig. (2) Mecanismos de corrosión de aceros de refuerzo en concreto. a) Concreto sin Cloruros. b) Con Cloruros c) Efecto de la herrumbre

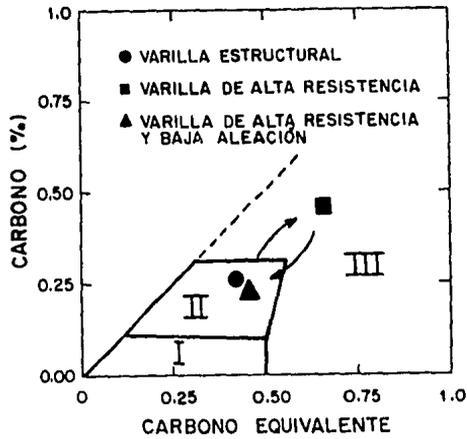


Fig. (3) Niveles de soldabilidad en el diagrama Carbono vs Carbono equivalente de los aceros.

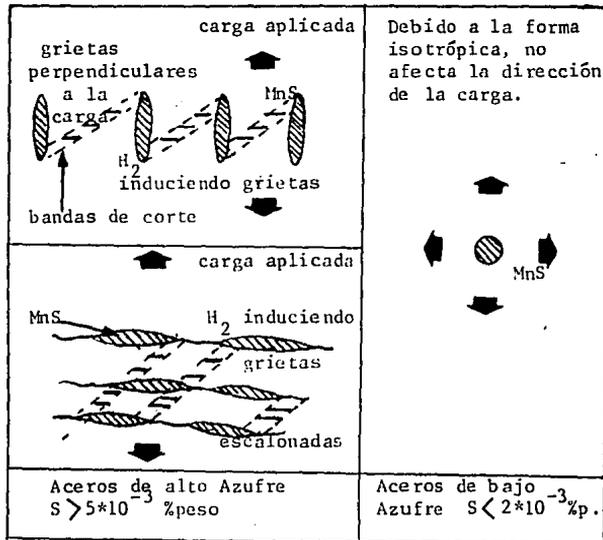


Fig. (4) Influencia de las inclusiones en el agrietamiento inducido por Hidrógeno

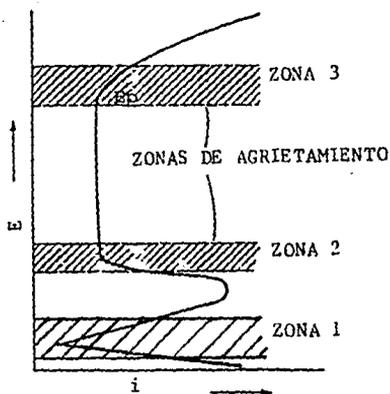


Fig. (5) Curvas de Polarización exhibiendo pasividad y zonas donde ocurre la Corrosión Bajo Esfuerzo.

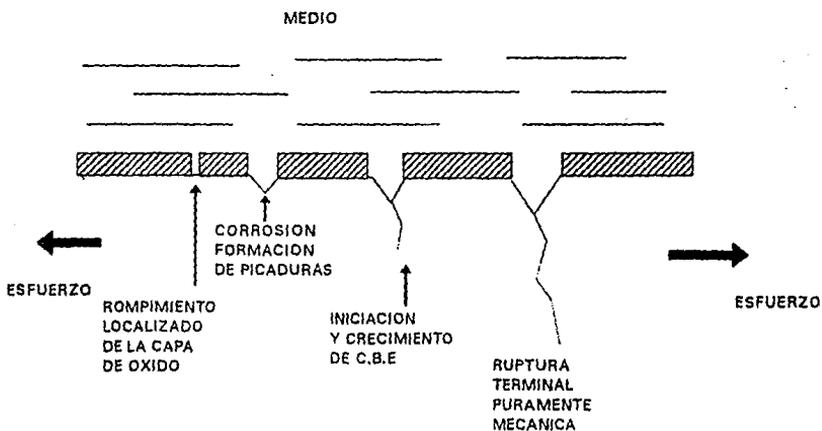


Fig. (6) Secuencia de eventos en C.B.E. de un espécimen inicialmente liso (de izquierda a derecha).

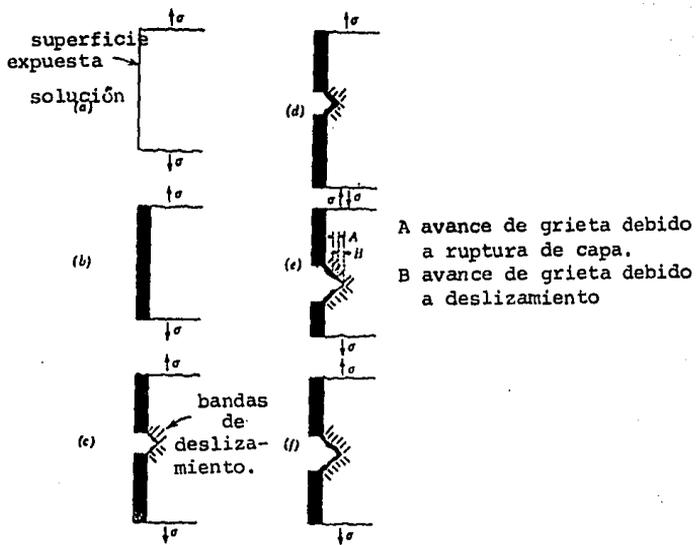


Fig. (7) Representación esquemática de iniciación y crecimiento de la C.B.E.

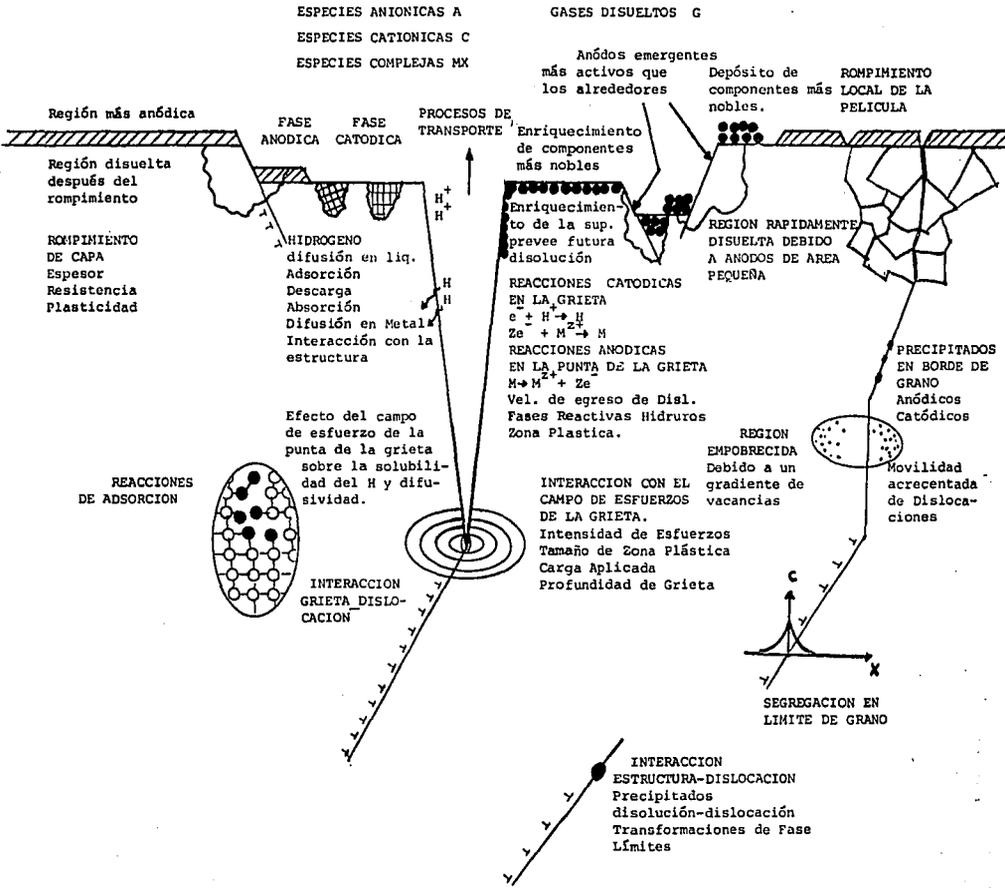


Fig. (8) Montaje mostrando los procesos mas importantes que afectan a la Corrosión Bajo Esfuerzo.

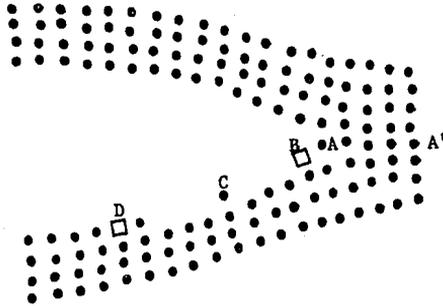


Fig. (9) Ilustración esquemática del mecanismo de movilidad superficial. (ref. 66)

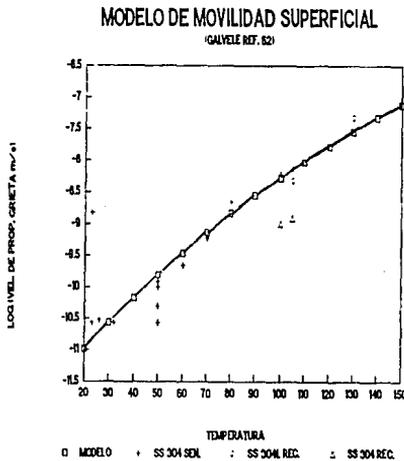


Fig. (10) Velocidad de propagación de grieta en acero inoxidable 304 en soluciones con cloruros. (Ref. 62, 63).

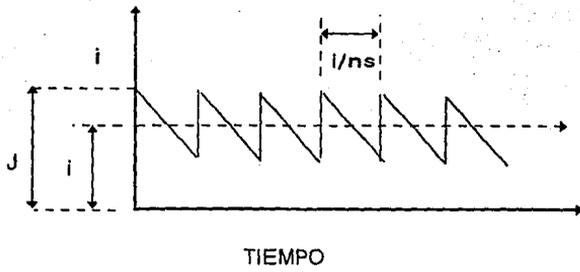


Fig. (11) Comportamiento de Disolución-Repasivación en la punta de la grieta.

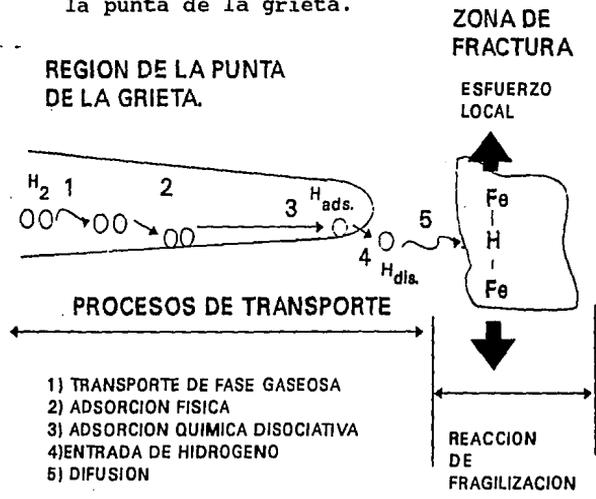
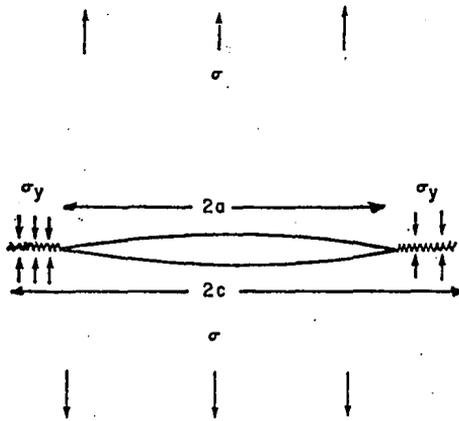


Fig. (12) Mecanismo de Agrietamiento Inducido por Hidrógeno.



$$\frac{a}{c} = \cos \frac{\pi \sigma}{2\sigma_y}$$

Fig. (13) Esquema de una grieta bajo tensión con una zona plástica c-a.

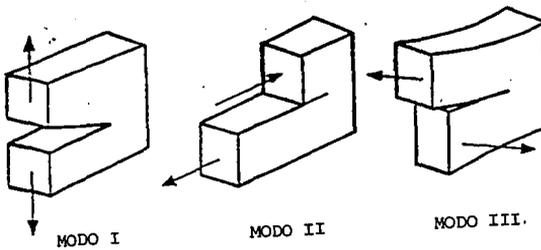


Fig. (14) Modos de Fractura.

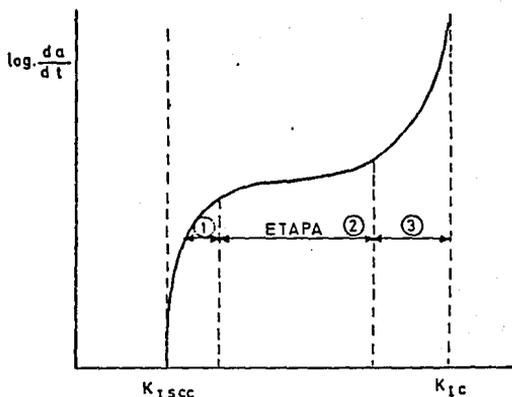


Fig. (15) Velocidad de propagación de una grieta en función del factor de Intensidad de esfuerzos K

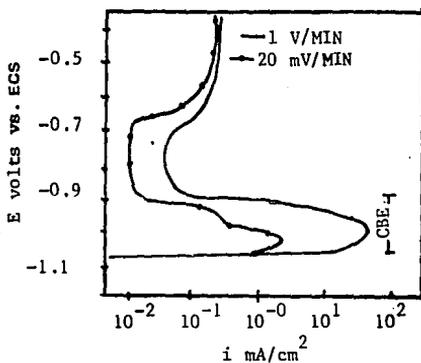


Fig. (16) Curvas de polarización anódicas para aceros bajo carbono en sol. 3.5% NaOH hirviendo mostrando intervalo de suscep. a la C.B.E.

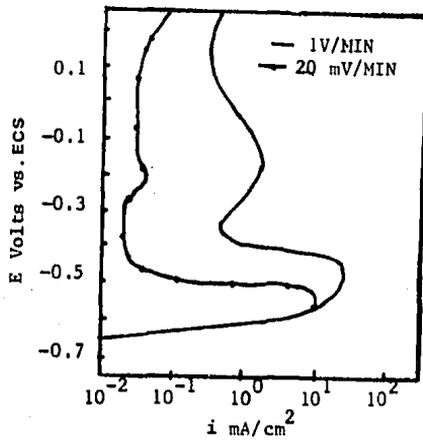


Fig. (17) Curvas de polarización anódicas para aceros bajo carbono en $\text{Na}_2\text{CO}_3 + \text{NaHCO}_3$ a 90°C . con intervalo de poten. de suscep. a la C.B.E.

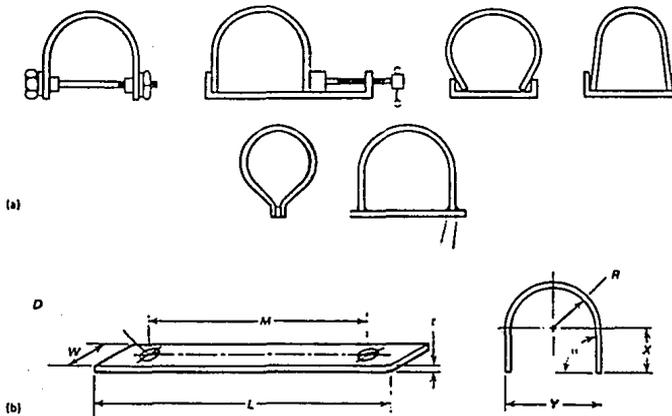


Fig. (18) Diferentes formas para Pruebas de doblés en U.

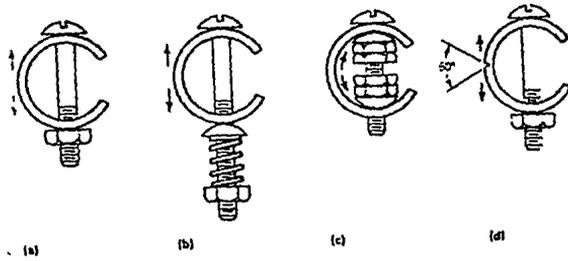


Fig. (19) Anillos en C. a) Deformación Constante.
 b) Carga Constante. c) Deformación Constante.
 d) anillo en C con entalla.

ESPECIMENES PREAGRIETADOS PARA C.B.E.

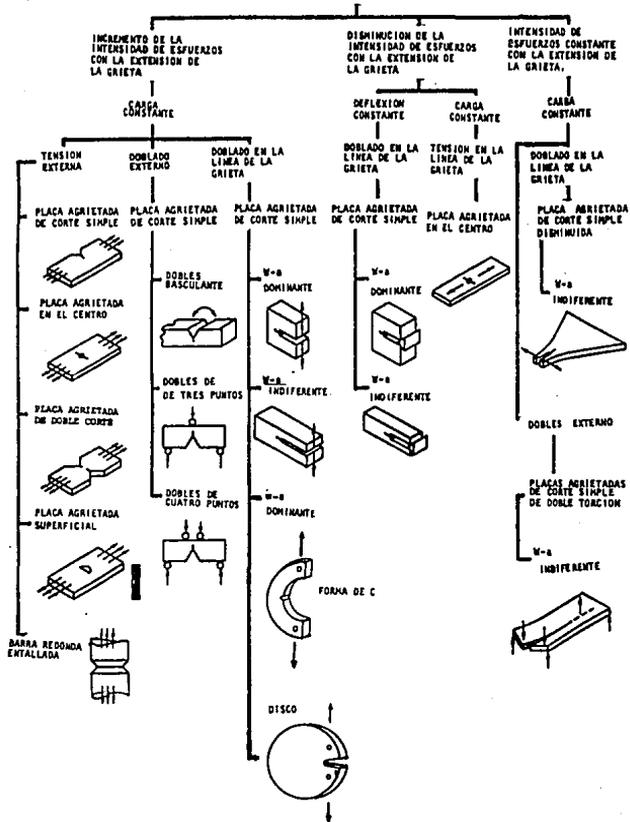


Fig. (20) Especímenes preagrietados para el estudio de la C.B.E. (ref 35), utilizados en pruebas de Mecánica de Fractura.

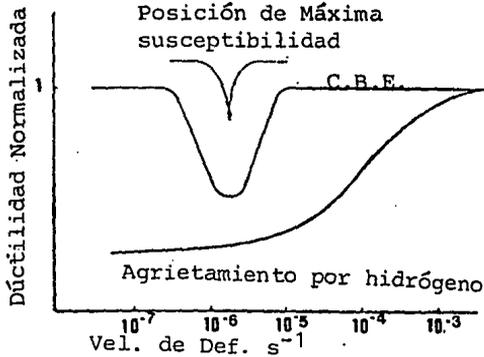


Fig. (21) Influencia de la velocidad de Deformación en la susceptibilidad al Agrietamiento Ambiental (C.B.E y H.I.C.)

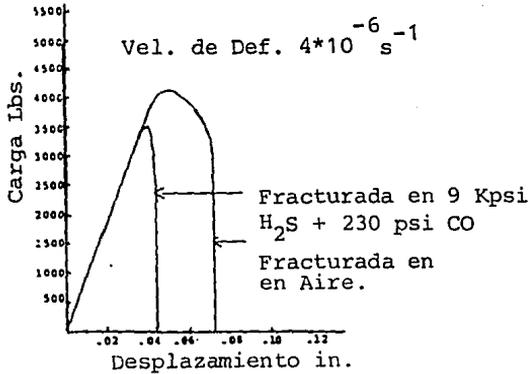
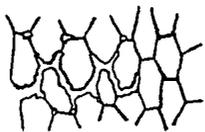


Fig. (22) Ejemplo de los resultados obtenidos en una Prueba a Velocidad de Extensión Constante CERT con entalla (ref.78)

FRACTURA INTERGRANULAR.
SEPARACION DE LIMITE DE GRANO.



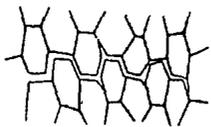
S
MAGN. 6500X

A) FRACTURA INTERGRANULAR
ATRAVES DE RUPTURA DE DIMPLES
(CON COALESCENCIA DE MICROCAVIDADES)



U
MAGN. 6500X

C) FRACTURA INTERGRANULAR
ATRAVES DEL CORAZON DE LA RED
(SIN COALESCENCIA DE MICROCAVIDADES)



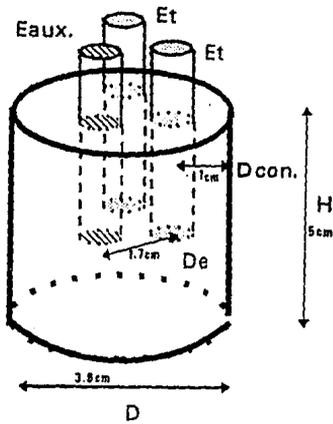
T
MAGN. 6500X

B) FRACTURA INTERGRANULAR
A LO LARGO DE GRANOS EQUIAXIALES
(SIN COALESCENCIA DE MICROCAVIDADES)



V
MAGN. 6500X

D) FRACTURA INTERGRANULAR
A LO LARGO DE GRANOS ELONGADOS.



Et. ACERO NOM B6
 ACERO NOM B457
 Eaux. GRAFITO.

Fig. (27) Probeta utilizada en las pruebas de Rp.
 POTENCIOSTATO

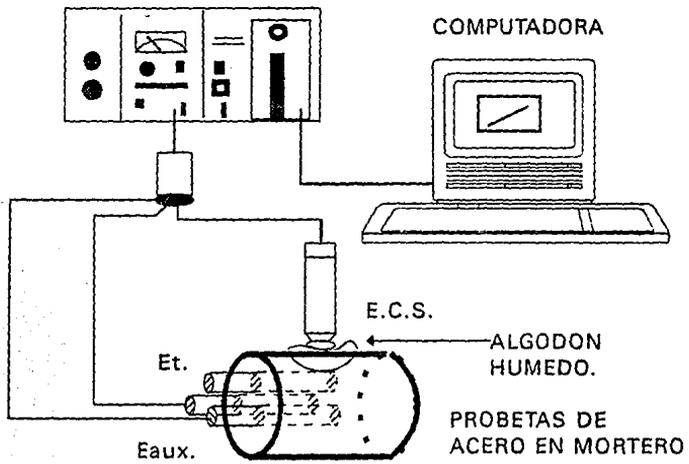


Fig. (28) Esquema del Montaje utilizado para
 determinar la Rp.

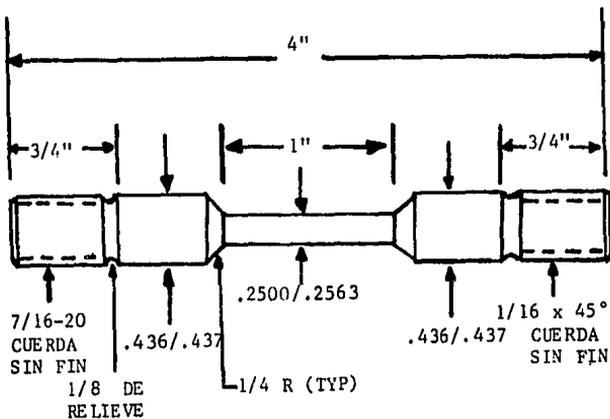


Fig. (29) Probeta de tracción según norma ASTM A 370.
para sistema CERT. (dimensiones en pulgadas)

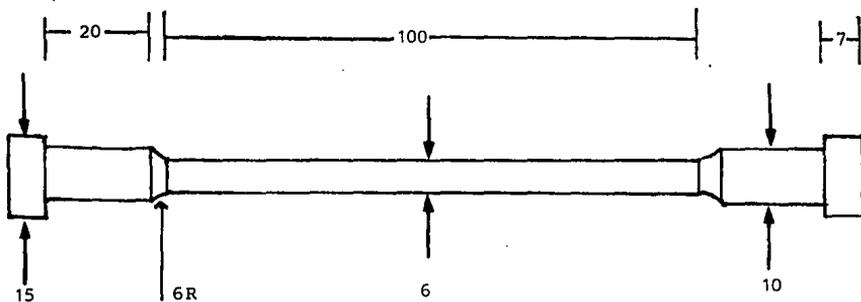


Fig. (30) Probeta de tracción. Máquina MTS.
(dimensiones en milímetros).

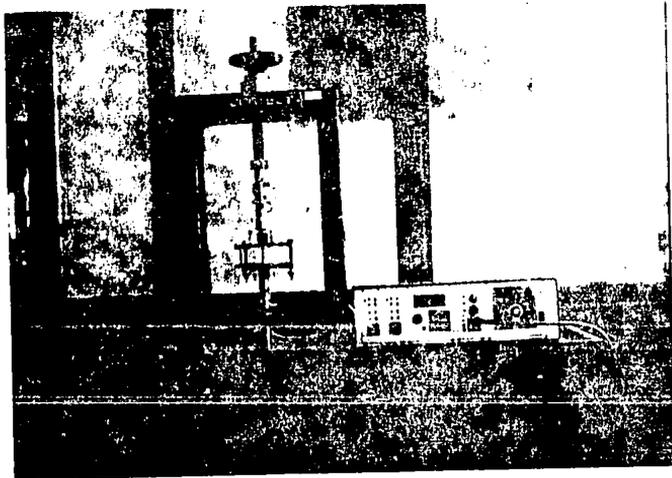


Fig. (31) Sistema C.E.R.T.



Fig. (32) Máquina MTS con celda ambiental.

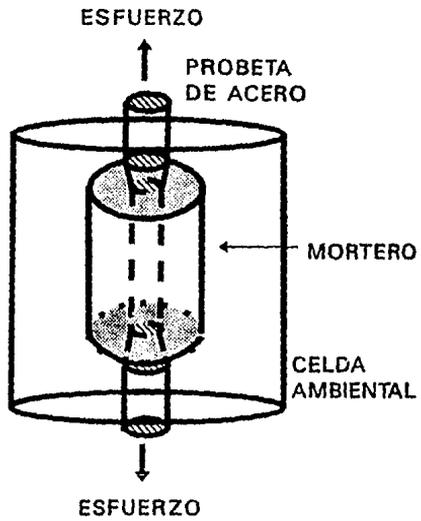


Fig. (33) Probeta utilizada en ensayos PVEC a carga constante

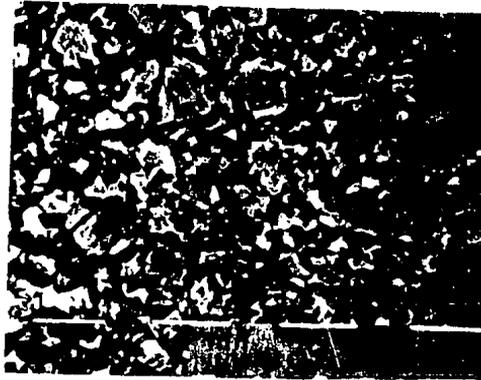


Fig. (34) Microestructura del acero microaleado NOM B457. 100x. Microscopio Electrónico de Barrido.



Fig. (35) Microestructura del acero microaleado NOM B457 mostrando inclusiones. 50x. Microscopio óptico.

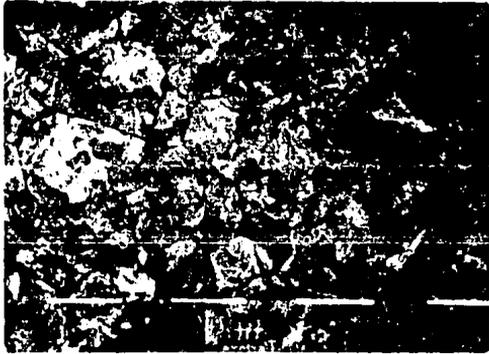


Fig. (36) Microestructura del acero al C NOM B6.
100x Microscopio Electrónico de Barrido.

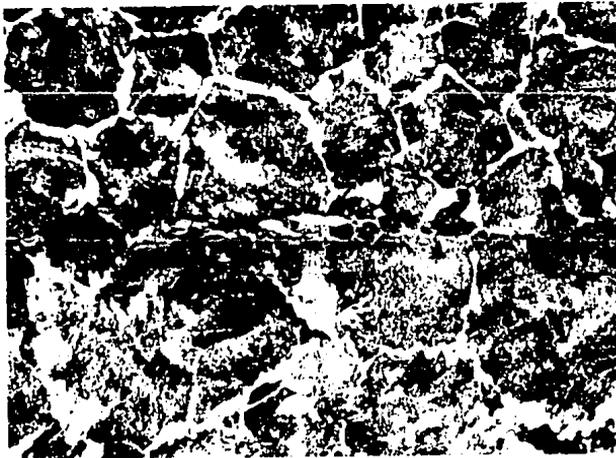
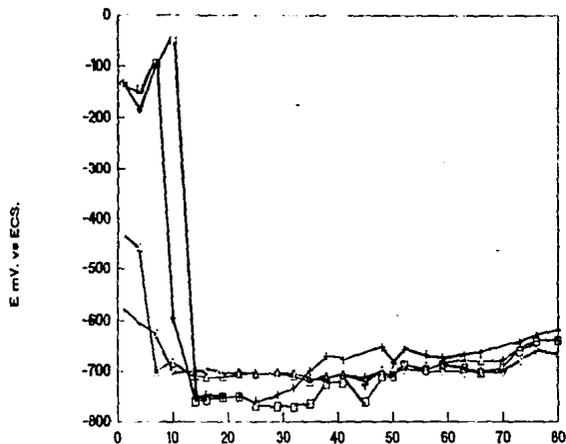


Fig.(37) Microestructura del acero al C NOM B6.
400x Microscopio óptico.

E vs TIEMPO EN ACEROS DE REFUERZO.

Ca(OH)₂ SAT.



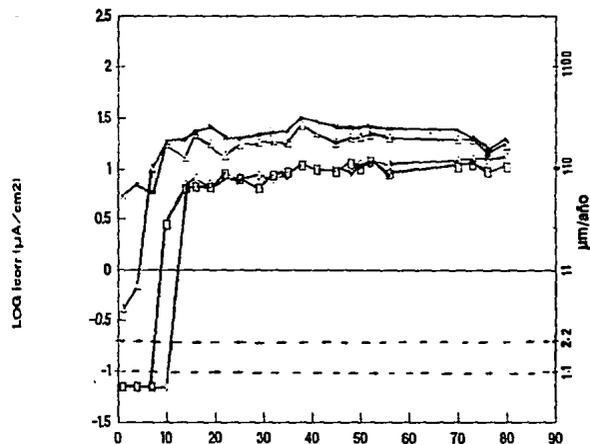
□ NOM B457 EN Ca(OH)₂ + NOM B6 EN Ca(OH)₂ ○ NOM B457 2% Cl-
 △ NOM B6 2% Cl-

Fig. (41)

Potencial vs tiempo en aceros de refuerzo en Ca(OH)₂ sat. con y sin cloruros.

VEL. DE CORROSION ACEROS

SOL. Ca(OH)₂ SAT. 25C.



□ Ac. NOM B6 + Andra ○ Ac. NOM B457 △ Ac. NOM B6 2% Cl-
 ● Ac. NOM B457 2% Cl-

Fig. (40)

Velocidad de Corrosión vs tiempo en aceros de refuerzo en Ca(OH)₂ sat. con y sin Cloruros

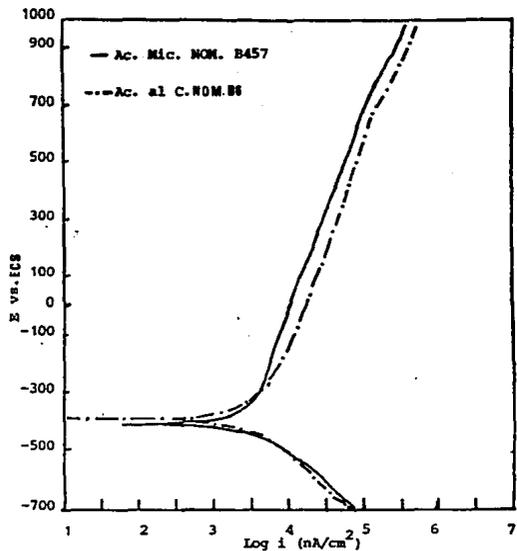


Fig. (43)

Curvas anódicas de aceros de refuerzo en mortero, 130 días de fraguado.

pH vs Tiempo en Sol. Ca(OH)₂

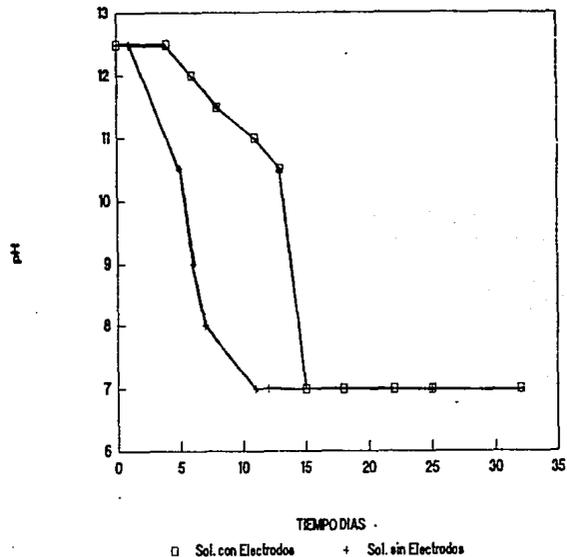


Fig (42)

pH de la solución de $\text{Ca}(\text{OH})_2$ sat con y sin electrodos. vs tiempo de prueba.

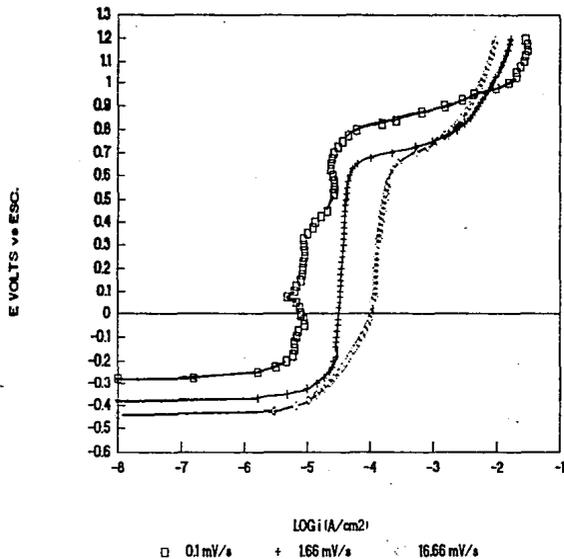
AC. NOMB457 EN Ca(OH)₂ 75°C.

Fig. (45)

Curvas anódicas. Evaluación de potenciales de susceptibilidad. Acero NOM B457 en Ca(OH)₂ 75°C.

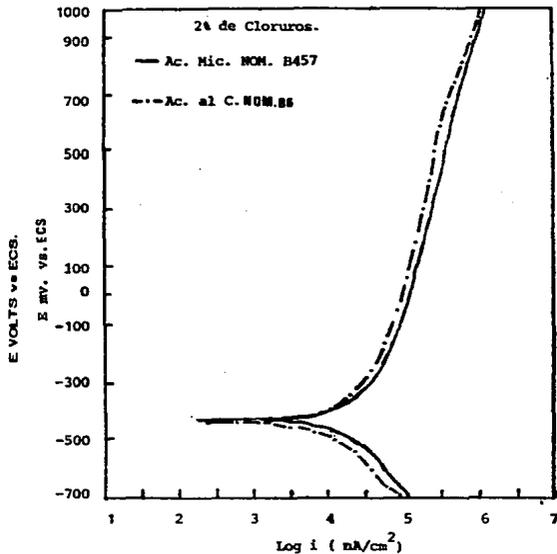


Fig. (44)

Curvas anódicas de aceros de refuerzo en mortero con 2% de Cloruros, 130 días de fraguado.

AC. NOMB457 EN Ca(OH)2 2%Cl- 75oC.

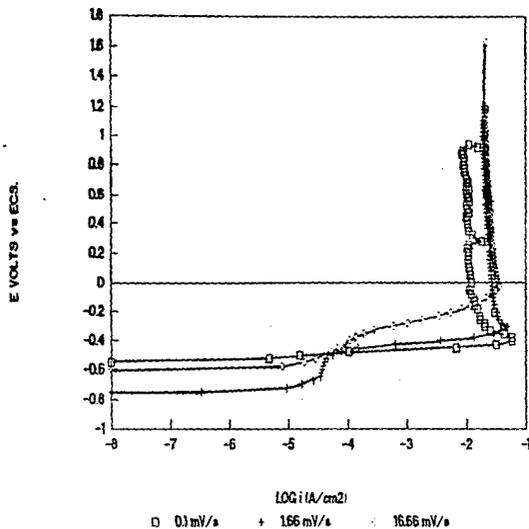


Fig. (47)

Curvas anódicas. Evaluación de potenciales de susceptibilidad. Acero NOM B457 en Ca(OH)₂ 2% de Cl⁻ 75°C.

AC. NOMB6 EN Ca(OH)2 75oC.

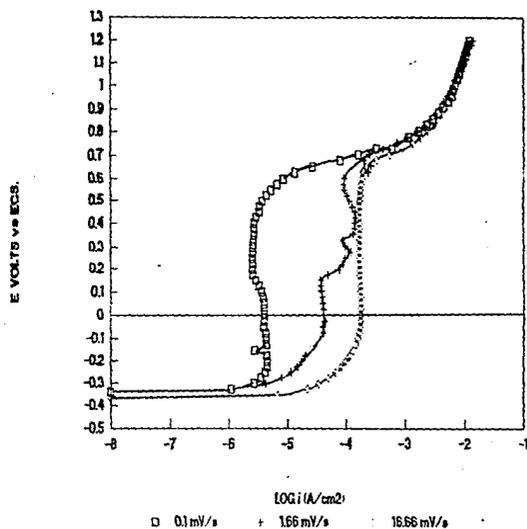


Fig. (46)

Curvas anódicas. Evaluación de potenciales de susceptibilidad. Acero NOM B6 en Ca(OH)₂ 75°C.

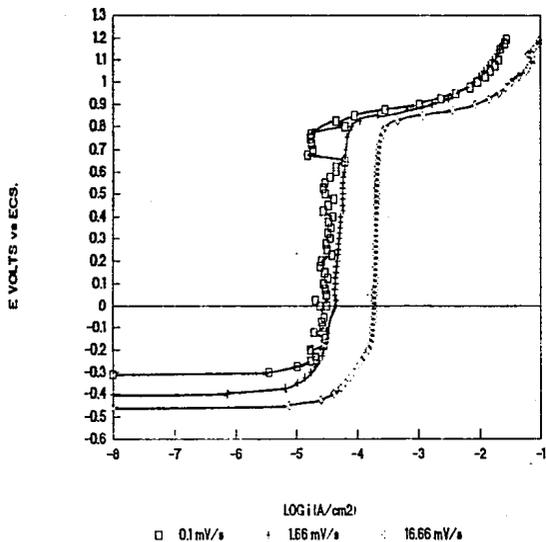
AC. NOM B457 EN $\text{Na}_2\text{CO}_3\text{-NaHCO}_3$ 

Fig. (49)

Curvas anódicas. Evaluación de potenciales de susceptibilidad. Acero NOM B457 en Carbonatos-Bicarbonatos

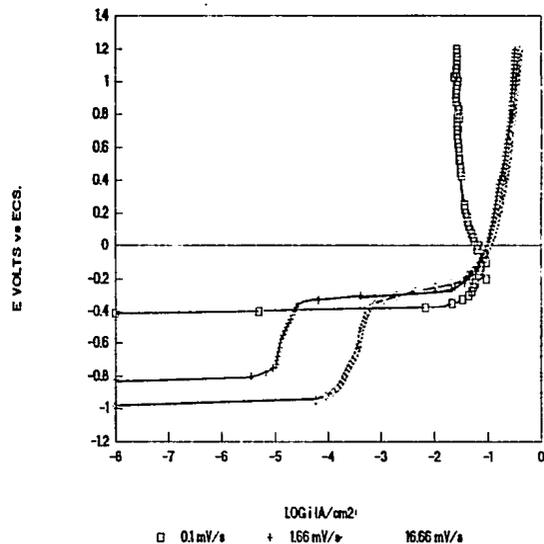
AC. NOMB6 EN Ca(OH)_2 2% Cl^- 75°C.

Fig. (48)

Curvas anódicas. Evaluación de potenciales de susceptibilidad. Acero NOMB6 en Ca(OH)_2 2% de Cl^- 75°C.

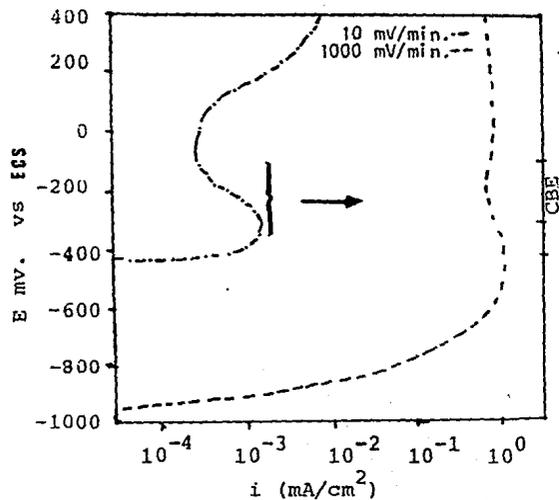


Fig. (51)

Curvas anódicas. Eval. de Pot. de Susc. Acero
NOM B457 en mortero, 70°C. 10 d. de fraguado.
Cemento Portland tipo III, $a/c=1/2$,
 $c/arena=1/3$ Ref. (17)

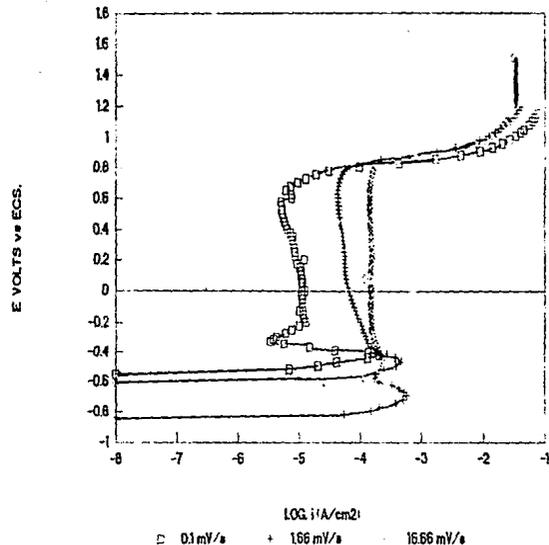
AC. NOM B6 EN SOL $Na_2CO_3-HNaCO_3$ 

Fig. (50)

Curvas anódicas. Evaluación de potenciales de
susceptibilidad. Acero NOM B6 en
Carbonatos-Bicarbonatos

Ensayo PVEC vel. 2.6E-6s-1

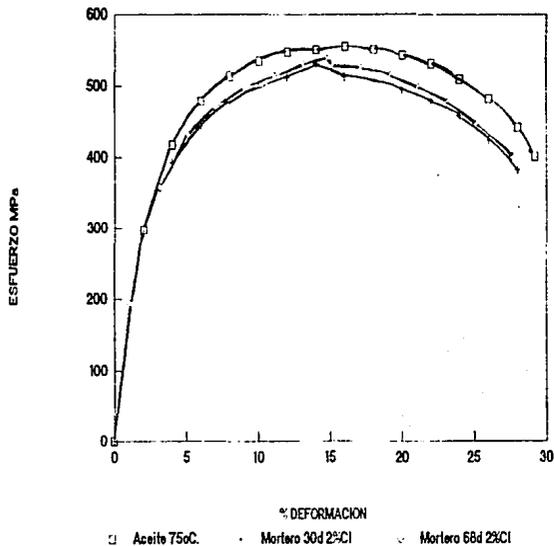


Fig. (53)

Resultados de ensayos PVEC. Acero NOMB457
en mortero con Cloruros

Ensayo PVEC. vel. 2.6E-6 s-1

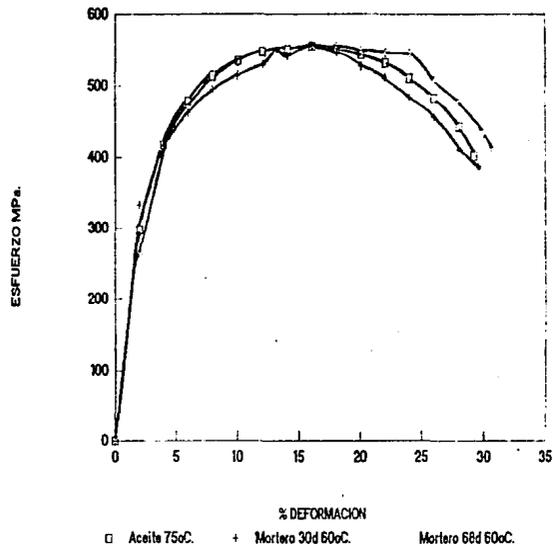


Fig. (52)

Resultados de ensayos PVEC.
Acero NOMB457 en mortero

Ensayo PVEC Vel. 2.6E-6 s-1

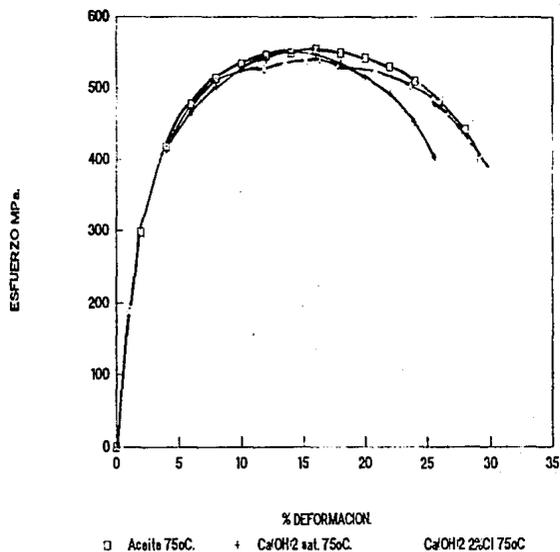


Fig. (55)

Resultados de ensayos PVEC. Acero NOMB457 en Ca(OH)₂ sat. 75°C con y sin cloruros.

Ecorr. vs TIEMPO EN ENSAYOS PVEC.

MORTEROS 68 D. 60°C.

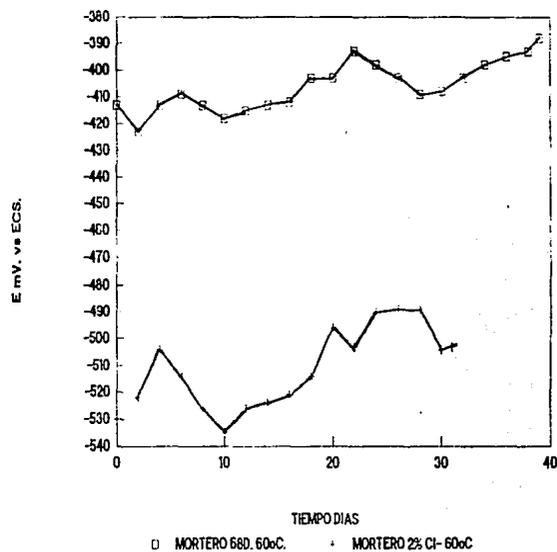


Fig. (54)

Potencial en función del tiempo durante ensayos PVEC Acero NOMB457

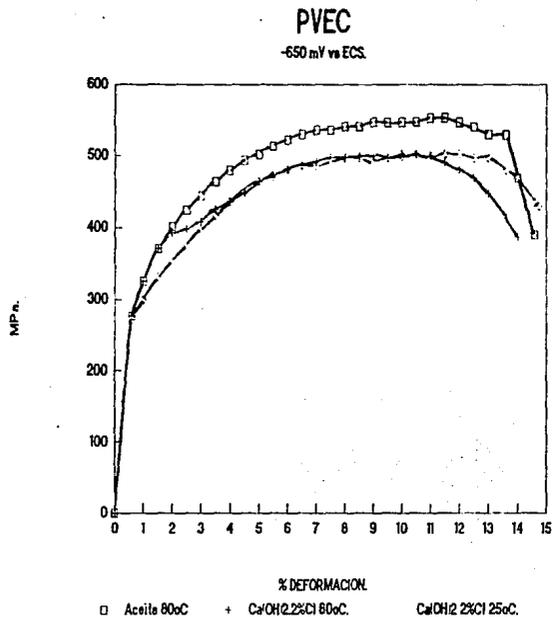


Fig. (57)

Resultados de ensayos PVEC. Acero NOMB457
en Ca(OH)₂ sat. 2% de Cloruros
-650 mV vs ECS.

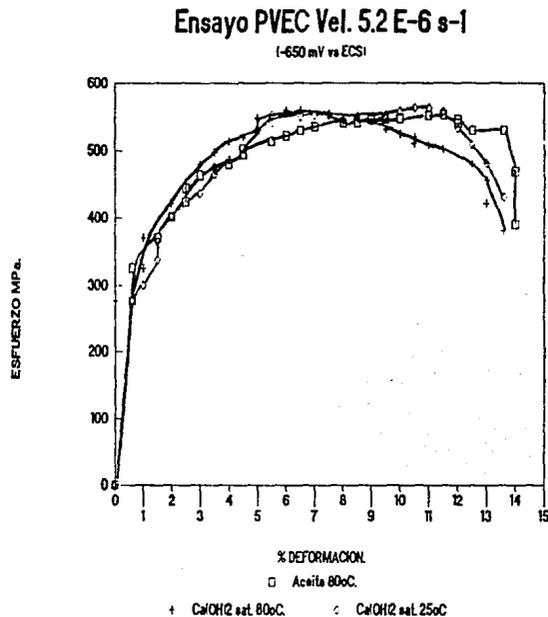


Fig. (56)

Resultados de ensayos PVEC. Acero NOMB457
en Ca(OH)₂ sat. -650 mV vs ECS.

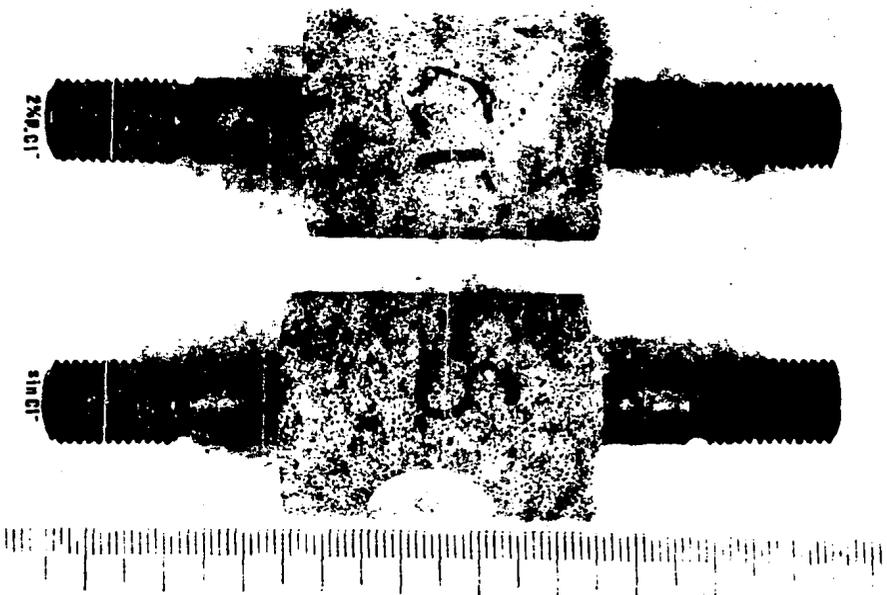
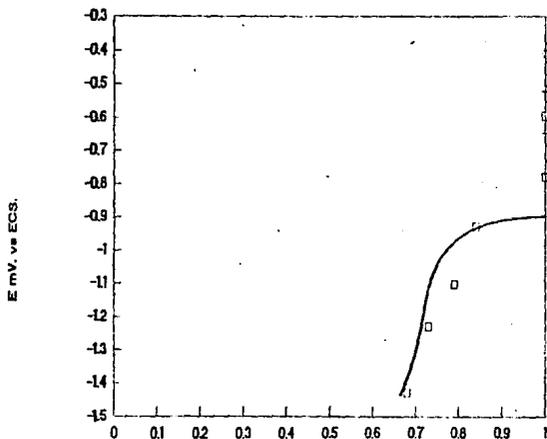


Fig. (58) Probetas embebidas en mortero, Después de la pruebas a carga Constante.

E_{maxm}/E_{maxi} vs E

Ca(OH)₂ SAT. 25°C.



REL. DUC. E_{maxm}/E_{maxi}

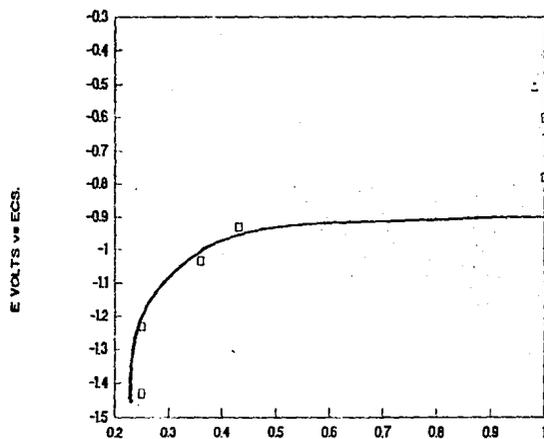
□ Ca(OH)₂ 1.18E-6a-1 + Ca(OH)₂ 5.2E-6a-1 Mortero 2.6E-6a-1
 ∴ Mortero 2% Cl-

Fig. (60)

Relación de ductilidad E_{maxm}/E_{maxi} vs
 Potencial Electroquímico acero NOM B457 en
 Ca(OH)₂ sat. 25°C.

E vs. R_{Am}/R_{Ai}

Ca(OH)₂ SAT. 25°C.



REL. DE DUC. R_{Am}/R_{Ai}

□ Ca(OH)₂ 1.18E-6a-1 + Ca(OH)₂ 5.2E-6a-1 MORTERO 2.6E-6a-1
 ∴ MORTERO 2% Cl-

Fig. (59)

Intervalo de susceptibilidad al Agrietamiento
 Ambiental Acero NOMB457 en Ca(OH)₂ sat. 25°C.

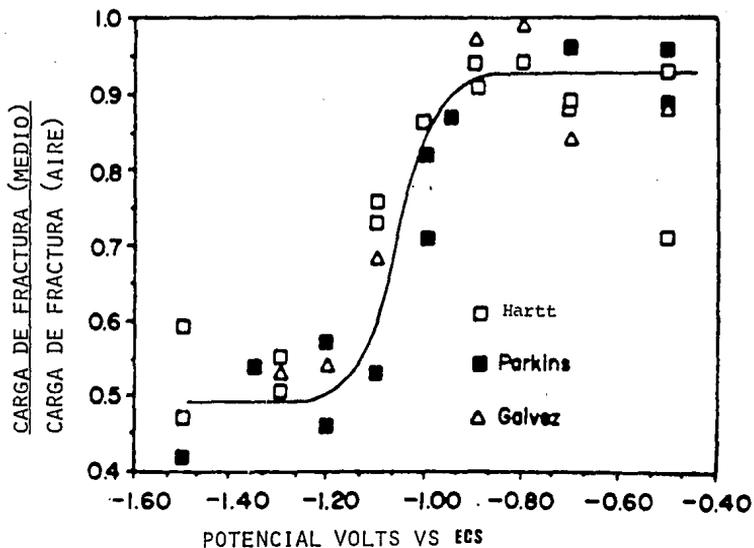


Fig. (61)
Intervalos de susceptibilidad al HIC
obtenidos por diversos autores en aceros de
refuerzo.



Fig.(62) Fracturas. a) Aceite 75°C. b) Mortero 30d.
c) Mortero 68 d. d) Mortero 2% Cl⁻ 30d.
e) Mortero 2% Cl⁻ 68d. [60°C.]

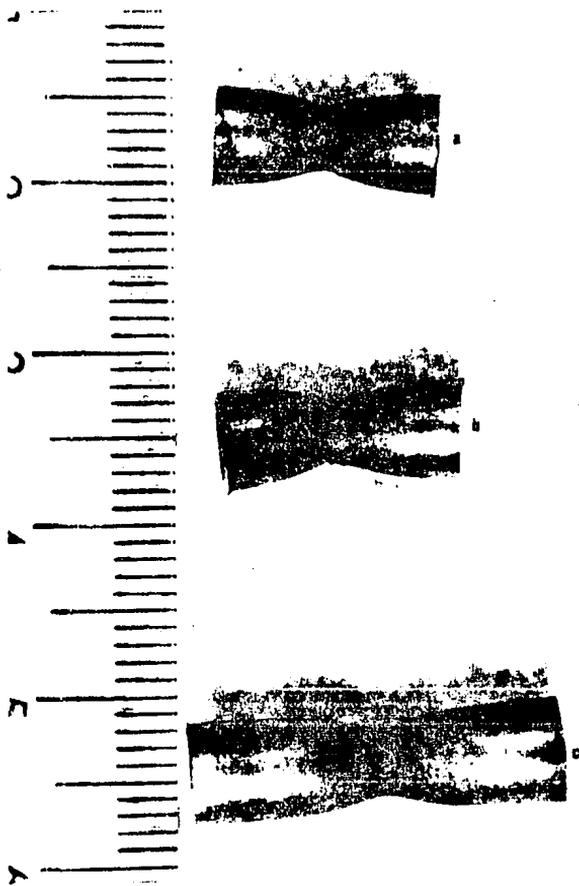


Fig.(63) Fracturas a) Aceite 75°C. b) $\text{Ca}(\text{OH})_2$ sat. 75°C. c) $\text{Ca}(\text{OH})_2$ sat, 2% Cl^- 75°C.

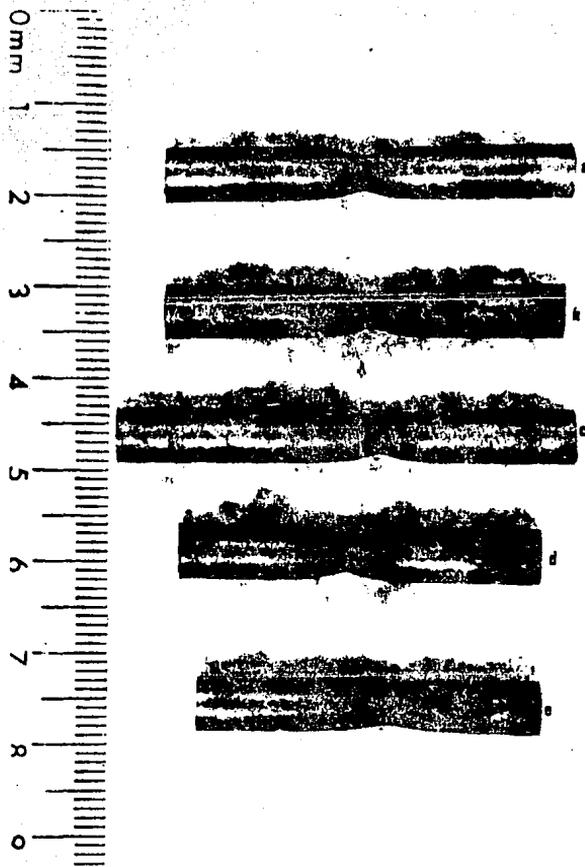


Fig. (64) Fracturas a) aceite 80oC. b) $\text{Ca}(\text{OH})_2$ sat. 80oC. -650 mV vs ECS. c) $\text{Ca}(\text{OH})_2$ sat. 80oC. -650 mV vs ECS d) $\text{Ca}(\text{OH})_2$ sat 2% Cl^- -650 mV vs ECS. e) $\text{Ca}(\text{OH})_2$ sat 2% Cl^- -650 mV vs ECS. 25°C.

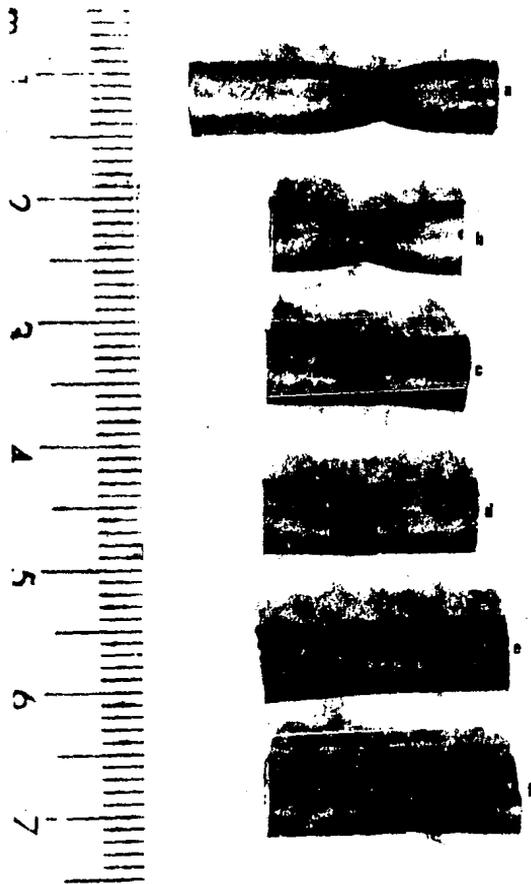


Fig. (65) Fracturas a) $\text{Ca}(\text{OH})_2$ sat. -600 mV vs ECS.
 b) $\text{Ca}(\text{OH})_2$ sat. -780 mV vs ECS
 c) $\text{Ca}(\text{OH})_2$ sat. -930 mV vs ECS.
 d) $\text{Ca}(\text{OH})_2$ sat. -1030 mV vs ECS.
 e) $\text{Ca}(\text{OH})_2$ sat. -1230 mV vs ECS
 f) $\text{Ca}(\text{OH})_2$ sat. -1430 mV vs ECS.

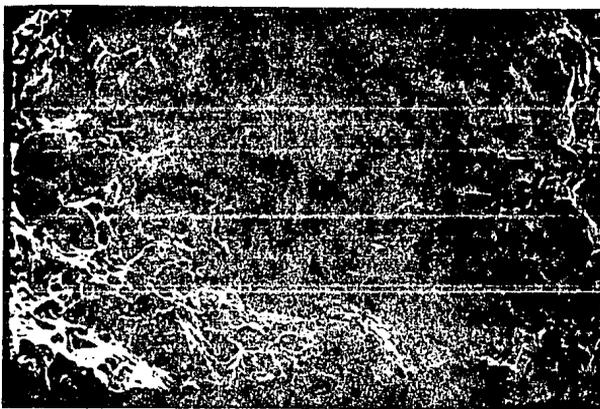


Fig. (66) Fractura dúctil. Acero NOM B457. Aceite 75°C.
S.E.M. 1000x

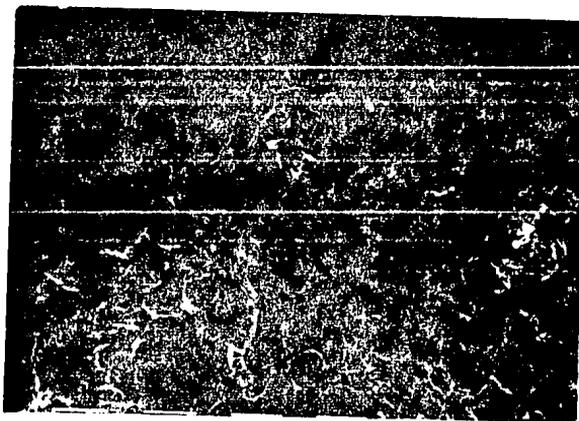


Fig. (67) Fractura dúctil. Acero NOM B457. Mortero
30d. de frag. 25°C. (60°C.) S.E.M. 1000x

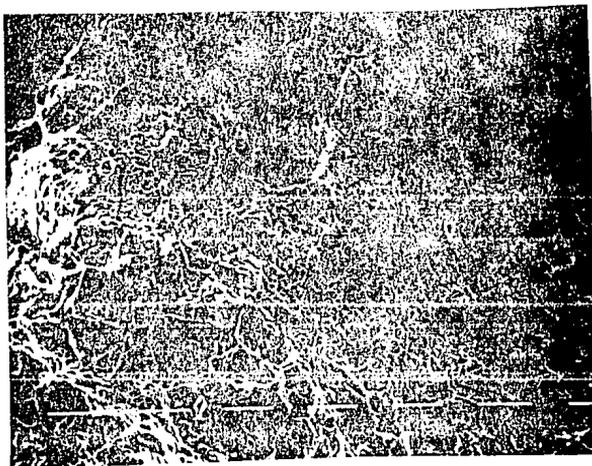


Fig. (68) Fractura dúctil. Acero NOM B457. Mortero
68 d. de frag. 25°C. (Ecorr. 60°C.)

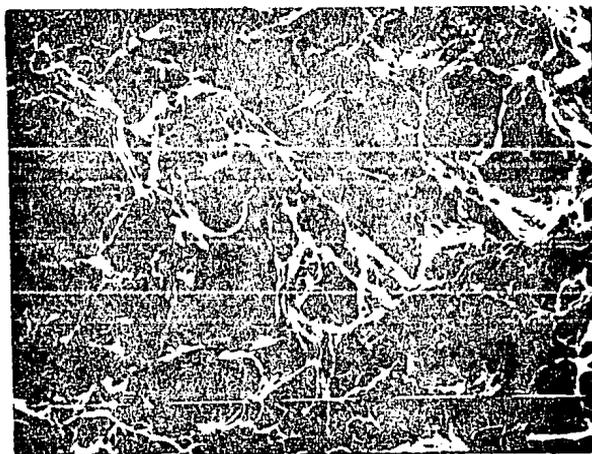


Fig. (69) Fractura dúctil. Acero NOM B457.
Mortero 2% de Cl⁻ 30 d. de frag. 25°C.
(60°C.) S.E.M. 2000x

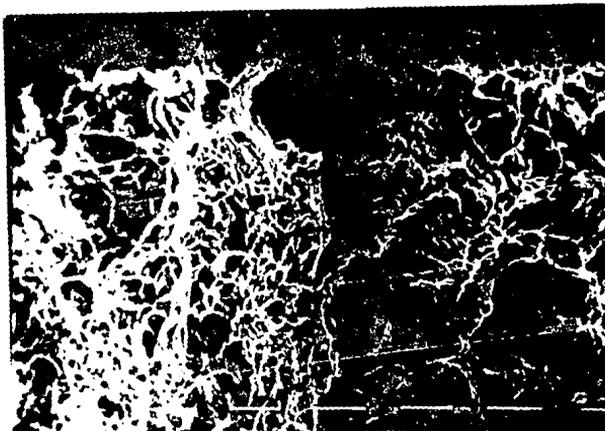


Fig. (70) Fractura dúctil. Acero NOMB457. $\text{Ca}(\text{OH})_2$ sat.
(Ecorr, 75°C .) S.E.M. 1000x

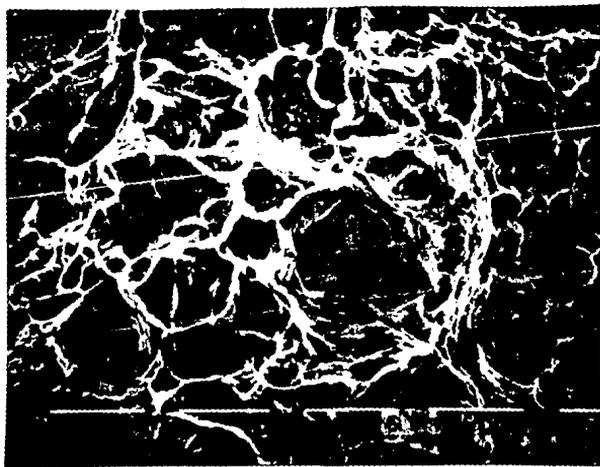


Fig. (71) Fractura dúctil. Acero NOM B457. $\text{Ca}(\text{OH})_2$ sat.
(-780 mV. vs ECS. 25°C .) S.E.M. 2000x



Fig. (72) Grietas Escalonadas Acero NOMB457 $\text{Ca}(\text{OH})_2$
sat. (-930mV.vs ECS. 25 $^\circ$ C.) S.E.M. 70x

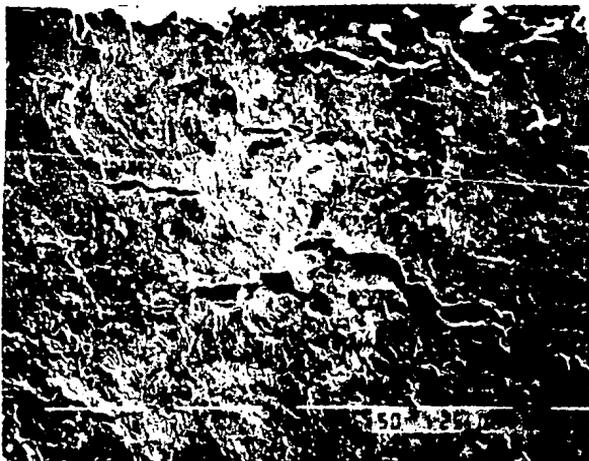


Fig. (73) Grietas Escalonadas Acero NOMB457 $\text{Ca}(\text{OH})_2$
sat. (-1030mV.vs ECS. 25 $^\circ$ C.) S.E.M. 200x
Vista lateral.

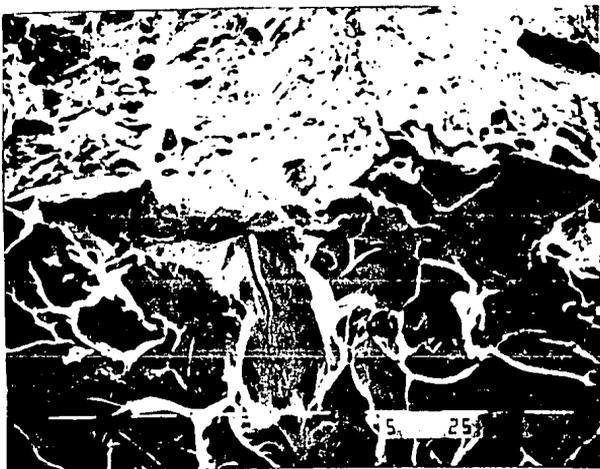


Fig.(74) Tansición Fragil-Dúctil en un Escalón Acero NOM B457. $\text{Ca}(\text{OH})_2$ sat. (-1030mV.vs ECS. $25^\circ\text{C}.$) S.E.M. 1000x

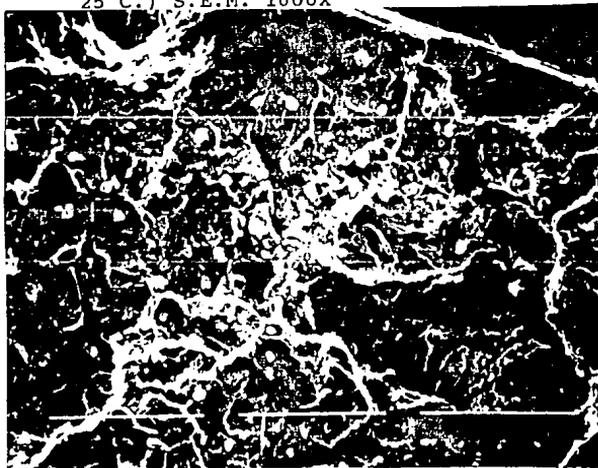


Fig. (75) Borde Fractura Fragil en Acero NOM B457. $\text{Ca}(\text{OH})_2$ sat.(-1230 mV. vs ECS. $25^\circ\text{C}.$)S.E.M. 350x

INTERVALOS DE SUSCEPTIBILIDAD

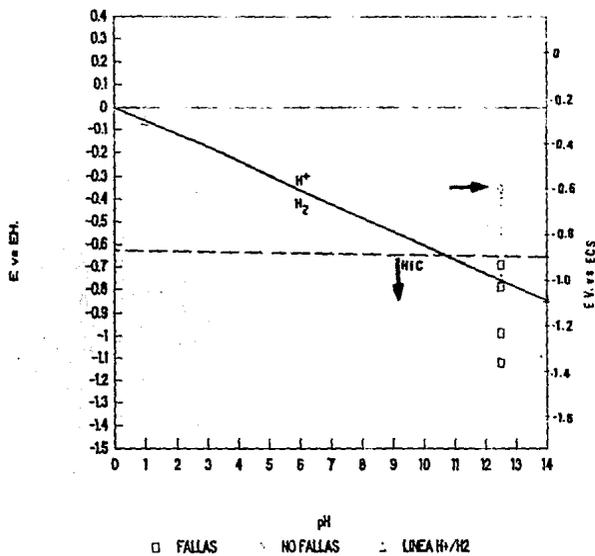


Fig. (77)

Diagrama E vs pH, mostrando los resultados obtenidos y los intervalos de susceptibilidad

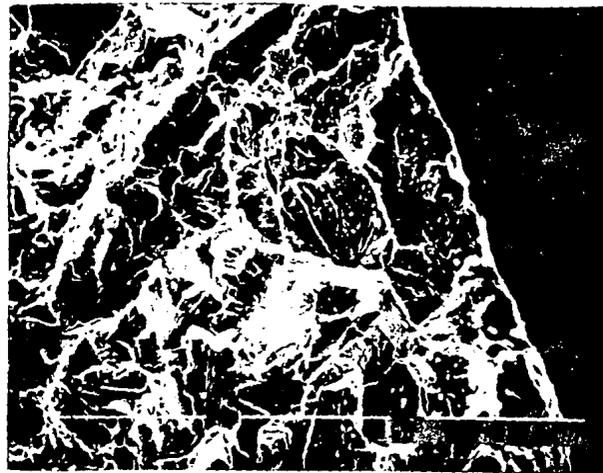


Fig. (76)

Fractura Frágil Acero NOM B457. Ca(OH)₂ sat. (-1430mV. vs ECS. 25°C.) S.E.M. 350x

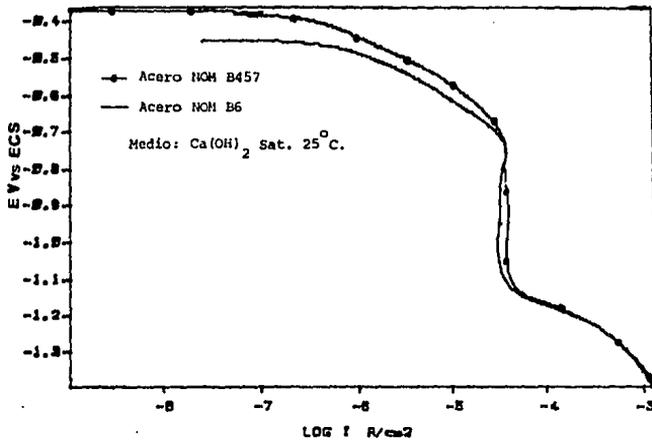


Fig. (78). Curvas catódicas de aceros de refuerzo en Ca(OH)_2 sat. 25°C .

CAPITULO IX

BIBLIOGRAFIA

REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS.

1. Hartt W. H., Narayanan P. K., Chen T. Y. , Kumria C. C. and Kessler R. J. Cathodic Protection and Enviromental Cracking of Prestressing Steel. Paper.Num. 382. Corrosion 89. NACE.
2. Bickzock I., Concrete Corrosion and Concrete Protection. 4th. Edition Chemical Publising Co. New York. 1967.
3. Corrosion of Metals in Concrete. Reported by ACI Commitee 222 American Concrete Institute. Detroit, 1985.
4. El-Sayed H. A., Corrosion Prevention and Control, Vol. 33 No. 4, 1986.
5. Comment. Corrosion Prevention and Control, Vol. 33, No. 4, 1986.
6. Isecke B., Material Performance, Vol. 21, No. 12, 1982.
7. Granillo S. Información Cientifica y Tecnológica, Vol.8, No. 120, 1986.
8. Kilareski, W. P., Materials Performance 27, No. 3, 1980.

9. Sehgal A., Li D., Kho Y. T., Osseo-Asare K., and Pickering H.W. Corrosion Vol. 48 No. 9 p. 706. 1992
10. Martinez L., Albarran J. L. and Fuentes J. Welding Journal. March 1987 p. 23
11. Legorreta R. J. A., Caracterización de Aceros de Refuerzo Fabricados en Mexico. Tesis UNAM. Fac. de Química. 1990.
12. Cedillo F. O. Efecto del Nb y el Nitrogeno en un Acero HSLA. Tesis UNAM. Fac. de Química 1990
13. Lima B. R. Estudio del Comportamiento de aceros al carbono y microaleados durante pruebas de dobléz. Tesis UNAM. Fac. de Química 1990.
14. Parkins R. N. Line Pipe Strees Corrosion Cracking. Mechanisms and Remedies. Paper num. 320 Corrosion 86.NACE.
15. Nirbhay Singh and Sanchez-Galvez V. Brit. Corros. J. Vol. 26, No. 2, p. 117 1991.
16. Parkins R. N., Elices M., Sanchez-Galvez V. and Caballero L. Corr. Scien. Vol. 22 No. 5 p. 379, .1982.

17. Avila M. J., Martínez M. E., Sanchez V.M. E. y Merino C. J. Conducta Anódica de un acero microaleado embebido en concreto.V congreso nacional de la Soc. Elec. Mex. 1990

18. Sánchez V. M. E. Susceptibilidad de refuerzos de aceros microaleados a fallar por corrosión bajo tensión en estructuras pretensadas deconcreto. Tesis UNAM. Fac. de Química 1989.

19. Jha R., Singh S. K. and Chatterjee A. Materials Performance Vol. 31, No. 3, p. 68, 1992.

20. Bazzoni B and Lazzari L. Materials Performance, Vol. 31, No. 12, p. 13, 1992.

21. Andrade C. Rev. Iber. Corros. y Prot. Vol 15 núm. 4 p. 27, 1984 .

22. Ramirez C. W., Jhones D. and Heidersbach R. Mat. Perf. Vol. 29, No. 12, p. 33, 1990.

23. Dawson J. L and Langford P. E. The electrochemistry of Steel corrosion in concrete compared to its response in pore solution.(misma fuente que 89.) pp. 264-273.

24. Sykes J. M. and Balkwill P. H. Simulating the pitting Corrosion of Steel Reinforcement in Concrete. The use of synthetic Enviroments for Corrosion Testing. ASTM SP 970. P. E. Francis and T. S. Lee Eds. p. 225-263, 1988.

25 CEB. Durability of Concrete Structures, 148, Enero 1982.

26. 12 CRC Comitte Materiaux et construction. Vol. 9, No. 197, 1976.

27. Cano C. U. y Mendoza F. J. Efecto del óxido superficial sobre la pasividad de estructuras de acero embebidos en concreto. Tesis UNAM. Fac. de Química. 1988.

28. Pecina M. A. Sitios preferenciales de Recristalizacion en austenita de aceros HSLA al Niobio y Vanadio, deformados por laminación. III Encuentro de Investigación Metalurgica. Instituto Tecnológico de Saltillo. pag. 225 México 1981.

29 Martínez G. L. El acero. colec. la Ciencia desde México. Fondo de Cultura Económico. México 1988.

30. Villaseñor J. M. Rev. IMCYC. Vol. 24 No. 183. p. 25 Instituto Mexicano del Cemento y del Concreto. México 1986.

31. Noriega G. J. G. Influencia de las inclusiones no metálicas de tipo MnS, CaS (Mn,Ca)S en la cinética de corrosión de aceros. Tesis UNAM. Fac. de Química 1985.
32. Charles J., Lemoine V, Pressouyre G. M. and Cadiou L. Metallurgical Parameters Governing HIC and SCC Resistance of Low Alloy Steels. paper num. 164 Corrosion 86. NACE.
33. Malcolm G J. Microalloyed Steels Avanced Materials Processes Vol. 137, No. 1. 1990.
34. Kanedo T., Okada Y., and Ikeda A. Corrosion vol. 45, No. 1 pag. 2, . 1989
35. McEvily A. J. Jr. Eds. Atlas of Stres-Corrosion and Corrosion Fatigue Curves. ASM International 1990.
- 36 Scully Maph, J. C. The fundamentals of Corrosion. AIM Ledds University p. 156, 1974.
37. Parkins, R.N. Enviromental aspects of Stress Corrosion Cracking in Low Strength Ferritic Steels. Stresss Corrosion Craking and Hidrogen Embrittlement of Iron Base Alloys NACE 5, 1977

38. Staehle R. W. Predictions and experimental verification of the Slip Dissolution Model for Stress Corrosion Cracking of Low Strength Alloy. (misma fuente que 37)
39. Brown B. F. Stress Corrosion Cracking of Metals. ASTM. STP 518 ASTM, Philadelphia Pennsylvania P. 82, 1976
40. Hoar T. P. Corrosion, Vol 19, No. 10. p.311, 1963.
41. Chu W. Y., Ma R. T. and Hsiao C. M. Corrosion, Vol. 43, No. 4, p. 251, 1987.
42. Schell M. A., Symp. Stress Corrosion Cracking American Institute of Mining, Metallurgical and Petroleum Engineers. New York, P. 425, 1945.
43. Chu W. Y., Yao J., Hsiao C. M. Corrosion, Vol 40, No. 6 P. 302, 1984.
44. Logan H. L. Stress Corrosion Cracking of Metals. New York, 1966.
45. Hines J. G. and Hoar T. P. J. of Iron Steel Inst., Vol. 184, p.166 1956.
46. Hines J. G. and Hoar T. P. J. of Appl. Chem. Vol. 8, p. 764, 1958.

47. Hoar T. P. and Hines H. G. J. Iron Steel Inst., Vol.182, p. 124, 1956.
48. Hoar T. P. and West J. M., Proc.Royal Soc. A268, p.304, 1962.
49. Smith T. J. and Staehle R. W. Corrosion Vol.23 p. 117, 1967
- 50.Hoar T. P. and Jones R. W., Corrosion Science, Vol 13, p.725, 1973.
51. Parkins R. N. SCC and Hydrogen Embrittlement of Iron Base Alloys Firminy, France, 1973.
- 52 Conor P.N. Corrosion Vol. 43, No. 10, p. 614, 1987
53. Scully J. C., Corrosion Science, Vol 15, p. 207, 1975.
54. Scully J. C., Corrosion Science, Vol 20, p. 997, 1980.
55. Scully J. C., Robinson M. J. SCC and Hydrogen Embrittlement of Iron Base Alloys. Houston, Texas, NACE, 1986.
- 56.Beck T. R. The Theory of SCC in Alloys, NATO, Brussels, 1971.
57. Ambrose J. R., Kruger J., Corrosion, Vol 28, p.30, 1972.

58. Diegle R. B., Vermilyea D. A., J. Electrochem. Soc., Vol.122, p.180' 1975.

59. Dix E., Trans. Amer. Inst. Mining Met.Eng., Vol. 137, No.11, 1940.

60. Scamans G. M., Swann P. R., SCC and Hydrogen Embrittlement of Iron Base Alloys, NACE, p. 975, 1975.

61. Magtnin T., Chieragatti R. and Oltra R. Act. Met. Mat. vol. 38, No. 7, p. 1313, 1990.

62. Galvele J. R. Corr. Scien. Vol. 27, No. 1, p. 1, 1987.

63. Speidel O. M. Metalurgical Transaccion A. Vol. 12A No. 5 1981.

64. Newman J. F. Corr. Scien. Vol.21, p. 487, 1981.

65. Carranza R. M., and Galvele J. R. Corr. Scien. Vol. 28, p. 233, 1988

66. Nakayama T. and Takano M. Corrosion Vol. 42 No.1, p. 10, 1986.

67. Uhlig H. H. Fundamentals Aspects of SCC. NACE, 1969.

68. Hasson C. M. and Sorense B. P.3-17. (misma fuente que 78)

69. Birnbaum H. K. Environment Induced Cracking of Metals. R. P. Gangloff and M. B. Ives Eds. Nace 10, p. 21-29, 1990.
70. Griffith A. A. Philos. Trans: R. Soc. Vol A221, p. 163.
71. Irwing G. R. J. Appl. Mech. (Trans. ASME)Vol.2, p. 361, 1957.
72. Wells A. A., Br. Weld. J. Vol. 13, p. 2, 1965.
73. Newman R. C. and Procter R. P. M. Brit. Corro. Jour., Vol 25, No. 4., p. 259, 1990.
- 74 González Fernández J.A. Teoría y Práctica de la lucha contra la corrosión. Consejo Superior de Investigaciones Científicas. Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas. Madrid 1984.
- 75 Herbsleb G., Pfeifter B., Pöperling R. Wolkstutte und Korrosion, 30, I-8 1979 Verlag chemie, GmbH D-6940 Winheim.
76. Hoar T. P. and West J. M. Nature Vol. 181, p. 835. 195
77. Thurnbull A. Brit. Corr. Jour. Vol. 27 No. 4 p. 271, 1992.
78. McIntyre D. R., Kane R.D. and Wilhelm S. M., Corrosion Vol. 44 no. 12 p. 920, 1988.

79. Barsom J. M. Edit. Fracture Mechanics Restrospective Early Clasic Papers. (1913-1965) ASTM. 1987.

80. Dieter G. E. Metalurgia Fisica. Ed. Aguilar. Madrid 1980.

81. Reed-Hill R. E. Principios de Metalurgia Fisica Ed. C.E.C.S.A., México 1980.

82. Barrett C. R. Introduction of Fractography and failure analysis. III Simposio Latinoamericano de Fisica del Estado Sólido. México 1973.

83. Andrade C., Alonso M. C., and Gonzalez J. A. Corrosion Rates of Steel in Concrete. ASTM STP 1065, Berkey N.S., Carker V. and Withing D. Eds. ASTM Philadelphia 1990. p. 29-37.

84. Towley D. W. Corrosion Vol. 47, No. 10, p.737, 1991.

85. Thekning K. E. Steel and its Heat Treatment. Bofors Handbook. Butterworths. England 1974, p. 121-126.

86. Gonzalez J. A., Andrade C., y Escudero M. L. Rev. Iber. de Corrs. y Prot. Vol. 15, No. 4, p. 11. 1984.

87. Galvez V. S., Caballero L. and Elices M. ASTM STP 866, Am. Soc. for Test. and Matls., p. 428, 1985.

88. Ramírez G. A. Comportamiento electroquímico de dos aceros de refuerzo embebidos en concreto. Tesis UNAM. Fac. de Quim. (por publicarse).

89. Parkins, R. N. Stress Corrosion Cracking. Corrosion, Vol. 1, Editor L.L. Shrierier.

90. Parkins R.N. Proc. 8th. Int.Congress on Metallic Corrosion. Mainz, 1981.

91. Parkins R. N. 5th Symposium On Line Pipe Research, Houston, 1974.

92. Harston J. D., Scully J. C.. Corrosión Vol. 19, p. 493, 1969.

93. Tosto S., Brusco G. and Tonello P. Corrosion. Vol 42 No. 6 p. 318. 1986

94. Boah J. K., Somuah S. K. and LeBlanc P. Corrosion Vol.46 No. 2, p. 153 1990.

95. Logan H. L., Stress Corrosion Cracking of Metals, New York, 1966.

96. Wenk R. L. 5th. Symposium on Line Pipe Research. American Gas Association. 1974.

97. Fessler R. R., Pipe Line Ind., Vol 44, No. 37, 1976.
98. Avila J. M., Sykes J.M., Corrosion Science, Vol 23, No. 6
p. 547. 1983
99. Pourbaix M., Atlas of Electrochemical Equilibria in
Aqueous Solution. Pergamon Press. New York, 1966.
100. Iseck B. Materials Performance, Vol 29 No. 12 p. 36,
1982.
102. Rehm G. 8th Congress FIP, May, london 1978
103. Cherepanov G. P. Comprehensive Treaty of
Electrochemistry. Vol. 4. Edts Bockris, Conway, Yeager
and White. Plenum, 1981.
104. Pearson C. E. and Parkins R. N. Welding Research,
Vol. 3, 95r 1949.
105. Szklarska-Smialowska Z. Corrosion, Vol. 20, 1964.
106. Bohnenkamp K. Fundamental Aspects of S.C.C. NACE,
1969.

NORMAS.

1. American Society for Testing and Materials.
ASTM A706-84. Filadelfia, 1984.

- 2.- American Society for Testing and Materials.
ASTM C876-87. Filadelfia 1987.

- 3.- American Society for Testing and Materials.
ASTM G59-78. Filadelfia 1979.

- 4.- American Society for Testing and Materials.
ASTM A-370. Filadelfia 1979.

- 5.- American Society for Testing and Materials.
ASTM E3. Filadelfia 1977.

- 6.- Norma Oficial Mexicana. NOM-B457. México 1987.

- 7.- Norma Oficial Mexicana. NOM-B6. México 1984.

- 8.- Norma Oficial Mexicana. NOM-C2. México 1984.

- 9.- British Standar. BS37361 part. 1, London 1991.