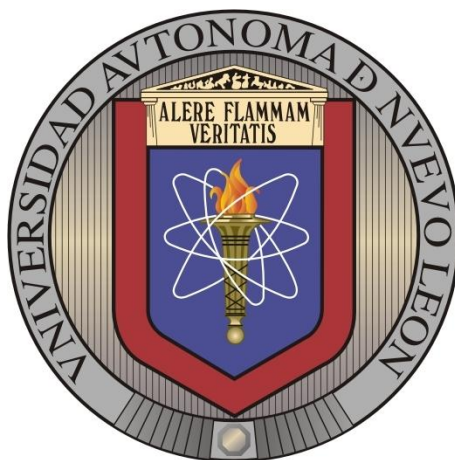


UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO
Programa Doctoral en Ingeniería de Materiales



“Efecto de la adición del residuo nanosílice geotérmica sobre la durabilidad de morteros y concretos base cemento portland”

TESIS

**QUE PARA OBTENER EL GRADO DE
DOCTOR EN INGENIERÍA DE MATERIALES**

PRESENTA

RODRIGO PUENTE ORNELAS

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO
Programa Doctoral en Ingeniería de Materiales



“Efecto de la adición del residuo nanosílice geotérmica sobre la durabilidad de morteros y concretos base cemento portland”

TESIS

**QUE PARA OBTENER EL GRADO DE
DOCTOR EN INGENIERÍA DE MATERIALES**

PRESENTA

RODRIGO PUENTE ORNELAS

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

Los miembros del comité de evaluación recomendamos que la tesis “Efecto de la adición del residuo nanosílice geotérmica sobre la durabilidad de morteros y concretos base cemento portland” realizada por Rodrigo Puente Ornelas, sea aceptada para su defensa con opción al grado de Doctor en Ingeniería de Materiales.

El Comité de la Tesis

Lauren Y. Gómez Z.

Director

Dra. Lauren Yolanda Gómez Zamorano

AMGuzmán

Codirector

Dra. Ana María Guzmán Hernández

A. Arato Tovar

Revisor

Dra. Ana María Arato Tovar

Gerardo Fajardo San Miguel

Revisor

Dr. Gerardo Fajardo San Miguel

Bertha Alicia Vázquez Méndez

Revisor

Dra. Bertha Alicia Vázquez Méndez

Vo.Bo.

Moisés Hinojosa Rivera

Dr. Moisés Hinojosa Rivera

Subdirector de Estudios de Posgrado

DEDICTORIA

**A mi Madre, por ser el tesoro más valioso a quien
Dios me entrego; a mis Hermanos, por estar
conmigo en todo momento; y a Dios, a quien le
debo lo que soy.**

Todo lo puedo en Cristo que me fortalece (Filipenses 4:13).

AGRADECIMIENTOS

Agradezco a la Universidad Autónoma de Nuevo León así como a la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica por haberme permitido ser parte de su alumnado a nivel licenciatura y posgrado.

Agradezco el apoyo económico brindado por el CONACYT, para solventar mis estudios de posgrado y poder culminarlos con el este trabajo de investigación.

Agradezco el apoyo económico brindado por el Gobierno de Tamaulipas, para solventar cursos académicos necesarios en mi formación profesional.

A la Directora de esta investigación, Dra. Lauren Y. Gómez Zamorano, por la oportunidad brindada para desempeñar este tema de investigación.

Dra. Ana María Guzmán, por la escucha y los consejos brindados durante esta investigación y sobre todo por su amistad.

A la Dra. Mari Cruz Alonso Alonso, por la oportunidad brindada en la realización de una estancia doctoral, sus consejos científicos, su disponibilidad en todo momento y por su amistad.

A la Dra. Patricia del Carmen Zambrano Robledo, por el apoyo brindado hacia mí en todo momento, por su confianza, escucha y amistad.

A la Dra. Ana María Arato Tovar, por su amistad, consejos y apoyo en la revisión de este trabajo.

A la Dra. Bertha Alicia Vázquez Méndez, por su ayuda y consejos en la elaboración y culminación de esta tesis.

Al Dr. Gerardo Fajardo San Miguel, por el tiempo dedicado a este trabajo y el aporte científico para su culminación.

A Todos los Profesores del Programa Doctoral de Ingeniería en Materiales que ayudaron en mi crecimiento personal y profesional.

A mis compañeros del Programa doctoral en Ingeniería de Materiales por su compañía, tolerancia en todo momento y por los buenos momentos vividos con ellos.

INDICE

INDICE	i
LISTA DE FIGURAS	vi
LISTA DE TABLAS	xii
NOMENCLATURA Y ABREVIACIONES	xvi
RESUMEN	1
ABSTRACT	2
CAPÍTULO I	3
<i>INTRODUCCIÓN</i>	3
CAPÍTULO II	8
<i>ESTADO DEL ARTE</i>	8
2.1.- El concreto.....	8
2.2.- Componentes del concreto.....	10
2.2.1.- Materiales cementantes.....	10
2.2.1.1.- Cemento Portland.....	10
2.2.1.1.1.- Composición química.....	12
2.2.1.1.2.- Hidratación del CP.....	15
2.2.1.1.3.- Productos principales de la hidratación del CP.....	16
2.2.2.1.- Adiciones suplementarias.....	19
2.2.2.1.1.- Hidratación del cemento con materiales suplementarios de tipo puzolánico.....	21
2.3.- Durabilidad del concreto.....	23
2.3.1.- Sal de Friedel.....	25
2.3.2.- Reacción álcali- sílice.....	26
2.3.3.- Formación tardía de etringita.....	29
2.3.4.- Corrosión en aceros inducida por cloruros y CO ₂	30
2.3.4.1.- Corrosión en el acero inducida por cloruros.....	31
2.3.4.2.- Corrosión inducida por CO ₂ (carbonatación).....	35

2.4.- Utilización de Residuo Nanosílice Geotérmica como material suplementario	37
2.4.1.- Aplicaciones actuales del NSG.	41
CAPÍTULO III	45
<i>HIPÓTESIS</i>	45
<i>OBJETIVO GENERAL</i>	46
<i>OBJETIVOS ESPECÍFICOS</i>	46
CAPÍTULO IV	48
<i>DESARROLLO EXPERIMENTAL</i>	48
4.1. Introducción	48
4.2. Materias primas y su caracterización	50
4.2.1. Acondicionamiento del residuo de nanosílice geotérmica	51
4.2.1.1. Determinación inicial de cloruros totales	52
4.2.1.2.- Clasificación, mezclado y homogenizado de lotes	52
4.2.1.3. Lavado del residuo de nanosílice geotérmica	53
4.2.1.4.- Secado del residuo de nanosílice geotérmica	54
4.2.1.5. Tamizado del residuo de nanosílice geotérmica	54
4.2.1.6.- Homogenizado final	55
4.2.2.- Caracterización de los materiales cementantes	55
4.2.2.1.- Composición química	55
4.2.2.2. Composición mineralógica	56
4.2.2.3. Propiedades físicas	57
4.2.3.- Caracterización física y química de los agregados	59
4.3. - Etapa 1: Elaboración de concretos para determinación de propiedades mecánicas, químicas y físicas	60
4.3.1.- Elaboración de los concretos	60
4.3.1.1.- Variables empleadas en el diseño de mezclas de concretos	60
4.3.1.2.- Acondicionamiento de los moldes	62
4.3.1.3.- Proceso de mezclado	62
4.3.1.4.- Proceso de vaciado y vibrado	63
4.3.1.5.- Proceso de empaquetado	64
4.3.1.6.- Proceso de fraguado y curado	65

4.3.2.- Caracterización general de los concretos	65
4.3.2.1.- Resistencia a la compresión.....	65
4.3.2.2.- Difracción de rayos “X”	66
4.3.2.3.- Microscopía Electrónica de Barrido	66
4.3.2.4.- Ensayos de carbonatación acelerada	67
4.4.- Etapa 2: Morteros prismáticos reforzados con varilla (ensayos electroquímicos)	71
4.4.1.- Elaboración de Morteros	71
4.4.1.1.- Variables empleadas en el diseño de mezclas de morteros	71
4.4.1.2. Acondicionamiento de los moldes y las varillas corrugadas	72
4.4.1.3.- Proceso de mezclado	74
4.4.1.4. Proceso de vaciado y vibrado	74
4.4.1.5. Proceso de fraguado y curado se realizó de la siguiente manera:.....	75
4.4.2. Determinación del potencial de corrosión, velocidad de corrosión y resistividad en las varillas corrugadas embebidas en los morteros.....	76
4.4.3.- Determinación de las propiedades físicas en morteros y varillas corrugadas	80
4.4.3.1.- Prueba de pérdida de agua evaporable	80
4.4.3.2.- Prueba de pH.	81
4.4.3.3. Prueba de porosidad abierta.....	81
4.4.3.4.- Determinación de la pérdida de masa de las varillas mediante el método gravimétrico.....	83
4.5. Etapa 3: morteros rectangulares y cilíndricos empleados para determinación de propiedades físicas y mecánicas	84
4.5.1. Elaboración de los morteros.	84
4.5.1.1. Variables empleadas en el diseño de mezclas de morteros	84
4.5.1.3. Proceso de mezclado.....	86
4.5.1.4. Proceso de vaciado y vibrado	86
4.5.1.6. Proceso de fraguado y curado	87
4.5.2. Determinación de la variación longitudinal en morteros rectangulares.	88
CAPÍTULO V	90
RESULTADOS Y DISCUSIONES	90
5.1. Caracterización de materias primas.....	90

5.1.1. Materiales cementantes.....	90
5.1.1.1. Composición química	90
5.1.1.2. Composición mineralógica	92
5.1.1.3. Propiedades Físicas.....	93
5.1.2. Agregados	94
5.1.2.1. Composición mineralógica	94
5.1.2.2. Distribución granulométrica	95
5.2. Concretos.....	97
5.2.1. Resultados de resistencia a la compresión (RC).....	97
5.2.2. Resultados de difracción de rayos-X	110
5.2.3.- Análisis microestructural en concretos curados a 365 días.....	123
5.2.3.1- Introducción.....	123
5.2.3.2- Efecto del reemplazo de CPC por NSG o HS.	134
5.2.3.3.- Efecto de la temperatura de curado	138
5.2.3.3.1.- Concretos elaborados con 100% de CPC	138
5.2.3.3.2.- Concretos reemplazados con 20% de NSG de 0% de Cl ⁻	141
5.2.3.3.3.- Concretos adicionados con NSG de 20% de reemplazo de 10% de Cl ⁻	144
5.2.3.3.4.- Concretos adicionados con 20% de reemplazo de HS.	148
5.2.3.4.- Efecto de la concentración de los cloruros totales en el NSG.....	150
5.2.3.5.- Fases nocivas	151
5.2.3.5.1.- Sal de Friedel.....	151
5.2.3.5.2.- Reacción álcali sílice	153
5.2.3.5.3.- Formación tardía de etringita.....	155
5.2.4. Resultados de carbonatación acelerada.....	158
5.3. Etapa 2: Morteros reforzados con acero estructural (ensayos electroquímicos) .	164
5.3.1.- Potencial de corrosión (E_{corr}).....	166
5.3.2.- Velocidad de corrosión (i_{corr}).....	176
5.3.3.- Resistividad (ρ).....	184
5.3.4.- Efecto de la Humedad Relativa sobre los resultados de E_{corr} , i_{corr} y ρ	191
5.3.5.- Efecto de la temperatura sobre los resultados de E_{corr} , i_{corr} y ρ	195

5.3.6.- Pruebas físicas	199
5.4.- Etapa 3 Pruebas físicas.....	202
5.4.1.- Pruebas de expansión	202
5.4.2.- Pruebas de porosidad.....	212
5.4.3.- Pruebas de resistencia a la compresión	215
CAPÍTULO VI.....	219
<i>DISCUSIONES GENERALES.....</i>	219
CAPÍTULO VII.....	237
<i>CONCLUSIONES</i>	237
BIBLIOGRAFÍA.....	241
APÉNDICE I.....	269
<i>Determinación de cloruros totales vía método de Mohr</i>	269
APÉNDICE II.....	272
<i>Preparación de muestras para análisis químico vía FRX</i>	272
APÉNDICE III.....	275
<i>Acondicionamiento de moldes para vaciado</i>	275
APÉNDICE IV	278
<i>Técnica para la determinación de la velocidad de carbonatación.....</i>	278
APÉNDICE V	280
<i>Técnicas electroquímicas para determinar la velocidad de corrosión en los aceros de refuerzo</i>	280
A) Potencial de corrosión	281
B) Velocidad de corrosión.....	283
C) Resistividad eléctrica	285

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.- Degradación ambiental en la que contribuye la industria del concreto.....	4
Figura 2.- Algunas de las primeras construcciones en el mundo: A) Coliseo, Roma (Italia), B) Pirámide de keops, El Cairo (Egipto), C) Templo, Yhea-Tigary (Etiopía), D) Chichén Itzá, Yucatán (México).....	9
Figura 3.- Materiales suplementarios.....	20
Figura 4.- Tipos de fenómenos físicos y químicos que causan deterioro en los concretos.	24
Figura 5.- Problemas de durabilidad: A) Corrosión en varillas de refuerzo, B) Formación Tardía de Etringita, C) Sal de Friedel, D), E) Reacción Álcali-Sílice y F) Carbonatación.	25
Figura 6.- Representación esquemática del fenómeno de RAS.	27
Figura 7.- Ejemplos de corrosión.....	31
Figura 8.- Proceso de oxidación del acero embebido en el concreto.....	34
Figura 9.- Fenómeno de carbonatación en el concreto: 1) contacto del CO ₂ con la superficie, 2) disolución, 3 y 4) formación de compuestos.....	36
Figura 10.- Concentración de humedad en los poros: A) Seco, B) Saturado y C) Semisaturado.....	37
Figura 11.- Producción electricidad mediante plantas geotérmicas.....	38
Figura 12.- Campo geotérmico de Cerro Prieto, Baja California Norte, México.....	39
Figura 13.- Análisis del NSG vía Microscopia Electrónica de Transmisión (MET).....	42
Figura 14.- Procedimiento para el acondicionamiento del NSG.	51
Figura 15.- Procedimiento de cuarteo empleado en NSG.....	53
Figura 16.- Proceso de lavado del NSG.....	53
Figura 17.- Equipos para secado del NSG: A) Cámara controlada a 60°C, B) Horno eléctrico equipado con vacío.....	54
Figura 18.- Tamizado del NSG.....	54
Figura 19.- Equipo para análisis de muestras vía: A) FRX, B) DRX.....	56
Figura 20.- Procedimiento para la determinación de la densidad de los materiales cementantes.....	58
Figura 21.- Procedimiento para la determinación de la absorción de agua en agregados.	59
Figura 22.- Proceso de elaboración de los concretos.....	60
Figura 23.- Procedimiento para la fabricación de los moldes.....	62
Figura 24.- Proceso de preparación de los concretos para su evaluación mediante: Resistencia a la compresión, microscopía electrónica de barrido y difracción de rayos X.	66
Figura 25.- Procedimiento para los ensayos de carbonatación acelerada en concretos.	70
Figura 26.- Decapado y aislamiento de las varillas (dimensiones en cm).	73
Figura 27.- Procedimiento empleado en la elaboración de morteros prismáticos.	75
Figura 28.- Ambientes de curado de los morteros (temperatura y humedad).....	76
Figura 29.- Equipos necesarios en la determinación de E_{corr} e i_{corr}	77
Figura 30.- Procedimiento para la determinación de la pérdidas de agua evaporable....	80

Figura 31.- Procedimiento para la determinación del pH.	81
Figura 32.- Procedimiento para la determinación de la porosidad.	83
Figura 33.- Procedimiento para la determinación del as pérdidas gravimétricas.	84
Figura 34.- Descripción general de los moldes empleados para las pruebas de medición de la variación longitudinal en morteros rectangulares.....	87
Figura 35.- Procedimiento empleado en la elaboración de morteros.....	89
Figura 36.- DRX correspondiente a los materiales cementantes empleados.	92
Figura 37.- Distribución de tamaño de partícula de los materiales cementantes.	93
Figura 38.- DRX de los agregados (tipo caliza).....	94
Figura 39.- Distribución granulométrica de los agregados.	96
Figura 40.- Resultados de resistencia a la compresión obtenidos en concretos reemplazados en 0, 10, 20 y 30 de NS de 0%CI ⁻ por CPC curados a 10, 20 y 60°C.	98
Figura 41.- Resultados de resistencia a la compresión obtenidos en concretos reemplazados en 0, 10, 20 y 30 por NSG de 10%CI ⁻ y curados a 10, 20 y 60°C. .	100
Figura 42.- Resultados de resistencia a la compresión obtenidos en concretos reemplazados en 0, 10, 20 y 30 por NSG de 20%CI ⁻ y curados a 10, 20 y 60°C. .	103
Figura 43.- Resultados de resistencia a la compresión obtenidos en concretos reemplazados en 0, 10, 20 y 30 por HS y curados a 10, 20 y 60°C.	105
Figura 44.- Análisis del CPC mediante la técnica de DRX empleando refinamiento Rietveld.	111
Figura 45.- Comparación de espectros DRX del CPC antes de su hidratación y después 365 días de hidratación en un concreto curado a 20°C.	112
Figura 46.- Espectros DRX correspondientes a concretos elaborados con 100% de CPC, curados a 3, 90 y 360 días a temperaturas de 10 y 60°C.....	113
Figura 47.- Espectros DRX correspondientes a concretos que fueron adicionados con NSG de 0% CI ⁻ , curados a 3, 90 y 360 días a temperaturas de 10, 20 y 60°C.....	115
Figura 48.- Espectros DRX correspondientes a concretos que fueron adicionados con NSG de 10% CI ⁻ , curados a 3, 90 y 360 días a temperaturas de 10, 20 y 60°C.....	117
Figura 49.- Espectros DRX correspondientes a concretos que fueron adicionados con NSG de 20% CI ⁻ , curados a 3, 90 y 360 días a temperaturas de 10, 20 y 60°C.....	118
Figura 50.- Consumo de portlandita con respecto al incremento de reemplazo de CPC por NSG.	119
Figura 51.- Consumo de portlandita con respecto al tipo de material de reemplazo de CPC.	120
Figura 52.- Comparación de espectros DRX correspondientes a concretos elaborados con: 100% de CPC, 10% de NSG de 0% CI ⁻ y 10% de NSG de 10% CI ⁻ , curados a 360 días a temperaturas de 20°C.....	121
Figura 53.- Comparación de espectros DRX correspondientes a concretos elaborados con: 100% de CPC, 10% de NSG de 10% CI ⁻ y 10% de NSG de 20% CI ⁻ , curados a 360 días a temperaturas de 20°C.....	122
Figura 54.- Materiales cementantes: A) Cemento anhidro, B) Aglomerado de residuo nanosílice geotérmica y C) Aglomerado de humo de sílice.....	125
Figura 55.- Identificación de componentes típicos de la matriz cementante de un concreto.	126
Figura 56.- Formación de fases nocivas: A) Gel de reacción álcali sílice, B) Formación tardía de Etringita y C) Sal de Friedel.....	127

Figura 57.- Análisis puntuales realizado por la técnica de EDS a productos internos y externos de concretos que fueron curados a 10° durante 365 días.....	130
Figura 58.- Análisis puntuales realizado por la técnica de EDS a productos internos y externos de concretos que fueron curados a 20° durante 365 días.....	131
Figura 59.- Análisis puntuales realizado por la técnica de EDS a productos internos y externos de concretos que fueron curados a 10° durante 365 días.....	132
Figura 60.- Comparación microestructural entre concretos curados a 20°C: A) Elaborados con 100% de CPC, B) Reemplazados con 20 de HS, C) Reemplazados con 20% de NSG de 0% Cl ⁻ y. D) Reemplazados con 20% de NSG de 10% Cl ⁻ ..	135
Figura 61.- Relaciones Si/Ca, Al/Ca y S/Ca obtenidas en los PI de concretos curados a 20°C: A) Elaborados con 100% de CPC, B) Reemplazados con 20% de NSG de 0% Cl ⁻ , C) Reemplazados con 20% de NSG de 10% Cl ⁻ , y D) Reemplazados con 20% de HS.....	137
Figura 62.- Comparación microestructural entre concretos elaborados con 100% de CPC: A) Curados a 10°C, B) Curados a 20°C y C) Curados a 60°C.....	139
Figura 63.- Microestructura que presenta un concreto elaborado con 100% de CPC y curado a 60°C, en el cual es detectada la formación tardía de etringita en: A) Poros, B) Alrededor de agregados y C) En toda la matriz cementante.....	140
Figura 64.- Microestructura a 500 y 1000X que presentan los concretos adicionados al 20% de NSG de 0% de Cl ⁻ y que fueron curados a 365 días a 10, 20 y 60°C.	142
Figura 65.- Microestructura a 2500X que presentan los concretos adicionados al 20% de NSG de 0% de Cl ⁻ y que fueron curados a 365 días a 10, 20 y 60°C.	143
Figura 66.- Microestructura que presentan los concretos adicionados al 20% de NSG de 0% de Cl ⁻ y que fueron curados a 365 días a 10, 20 y 60°C.....	144
Figura 67.- Microestructura que presentan los concretos adicionados al 20% de NSG de 10% de Cl ⁻	145
Figura 68.- Microestructura obtenida a magnificaciones de 500 y 1000X de concretos que fueron adicionados al 20% de NSG de 10% de Cl ⁻ y curados por 365 días: A) Curados a 10°C, B) Curados a 20°C y C) Curados a 60°C.....	146
Figura 69.- Concretos adicionados al 20% de NSG de 10% de Cl ⁻ y curados por 365 días: A) Formación de SF detectada 10°C, B) Formación SF y FTE detectadas a 20°C, C) Detección de la FTE a 60°C.	147
Figura 70.- Concretos adicionados con humo de sílice “HS” y que fueron curados a 360 días a 60°C: A) Formación tardía de etringita detectada en un poro; B) Formación del gel de reacción álcali sílice detectado en un aglomerado de HS.....	148
Figura 71.- Concretos adicionados con humo de sílice “HS” y que fueron curados a 360 días: A) Curados a 10°C, B) Curados a 20°C y C) Curados a 60°C.....	149
Figura 72.- Concretos curados a 360 días: adicionados con NSG de 0% Cl ⁻ totales A) curados a 20°C, B), curados a 60°C; adicionados con NSG de 10% Cl ⁻ totales C) curados a 20°C, D), curados a 60°C; adicionados con NSG de 20% Cl ⁻ totales E) curados a 20°C, F), curados a 60°C.	150
Figura 73.- Formación de la sal de Friedel detectada en concretos adicionados con NSG de 10% de Cl ⁻ totales y que fue formada alrededor de granos de C ₃ A y en porosidad.....	152
Figura 74.- Análisis químico característico realizado en la sal de Friedel identificada con el símbolo de una cruz en la imagen presentada en la Figura 16B.	153

Figura 75.- Formación del gel de reacción álcali sílice “RAS” detectada en concretos curados a 360 días a 60°C: A): RAS formada en un aglomerado de NSG de 0% Cl ⁻ totales y B) RAS formada en un aglomerado de HS.....	154
Figura 76.- Formación tardía de etringita detectada en concretos curados a 360 días a 60°C: A), B), C): Concretos adicionados con NSG de 0% Cl ⁻ totales y D), E), F) Concretos adicionados con NSG de 10% Cl ⁻ totales.	157
Figura 77.- Formación tardía de etringita detectada en el interior de un poro de un concreto adicionado con NSG de 0% de Cl ⁻ totales que fue curado a 360 días a 60°C.	158
Figura 78.- Evolución de la profundidad de carbonatación con el paso del tiempo, de concretos adicionados con 30% de NSG de 20% de Cl ⁻ totales.	159
Figura 79.- Resultados de profundidad de carbonatación acelerada. Efecto del nivel de reemplazo de CPC por NSG y la concentración de cloruros totales en el NSG. ...	160
Figura 80.- Resultados de profundidad de carbonatación acelerada. Efecto del nivel de reemplazo de CPC por NSG o HS.	162
Figura 81.- Análisis microestructural y químico realizado en la varilla estructural.	165
Figura 82.- Potencial de Corrosión (E_{corr}) contra el tiempo exhibido por varillas embebidas en diferentes diseños de mezcla de morteros, fraguados y curados en un ambiente de 20°C, 80%HR.	167
Figura 83.- Estado de pasividad exhibido en las varillas embebidas en morteros adicionados con 10% de NSG de 0% de Cl ⁻ totales que fueron fraguados y curados en un ambiente de 20°C, 80%HR.	168
Figura 84.- Estado de pasividad exhibido en las varillas embebidas en morteros adicionados con 10% de NSG de 1% de Cl ⁻ totales que fueron fraguados y curados en un ambiente de 20°C, 80%HR.	169
Figura 85.- Potencial de Corrosión (E_{corr}) contra el tiempo exhibido por varillas embebidas en diferentes diseños de mezcla de morteros, fraguados y curados en un ambiente de 20°C, 100%HR.	171
Figura 86.- Potencial de Corrosión (E_{corr}) contra el tiempo exhibido por varillas embebidas en diferentes diseños de mezcla de morteros, fraguados y curados en un ambiente de 60°C, 100%HR.	172
Figura 87.- Velocidad de Corrosión (i_{corr}) contra el tiempo exhibida por varillas embebidas en diferentes diseños de mezcla de morteros, fraguados y curados en un ambiente de 20°C, 80%HR.	178
Figura 88.- Velocidad de Corrosión (i_{corr}) contra el tiempo exhibida por varillas embebidas en diferentes diseños de mezcla de morteros, fraguados y curados en un ambiente de 20°C, 100%HR.	179
Figura 89.- Velocidad de Corrosión (i_{corr}) contra el tiempo exhibida por varillas embebidas en diferentes diseños de mezcla de morteros, fraguados y curados en un ambiente de 60°C al 100% de humedad relativa.	180
Figura 90.- Estado de pasividad exhibido en las varillas embebidas en morteros adicionados con 10% de NSG de 1% de Cl ⁻ totales que fueron fraguados y curados en un ambiente de 60°C, 100%HR.	180
Figura 91.- Resistividad (ρ) contra el tiempo exhibida en los morteros que fueron fraguados y curados en un ambiente de 20°C, 80%HR: 1) Corrosión despreciable, 2) Velocidad de corrosión baja; 3) Velocidad de corrosión de moderada a alta, 4) La resistividad no controla la velocidad de corrosión.....	185

Figura 92.- Resistividad (ρ) contra el tiempo exhibida en los morteros que fueron fraguados y curados en un ambiente de 20°C, 100%HR: 1) Corrosión despreciable, 2) Velocidad de corrosión baja; 3) Velocidad de corrosión de moderada a alta, 4) La resistividad no controla la velocidad de corrosión.....	186
Figura 93.- Resistividad (ρ) contra el tiempo exhibida en los morteros que fueron fraguados y curados en un ambiente de 60°C, 100%HR: 1) Corrosión despreciable, 2) Velocidad de corrosión baja; 3) Velocidad de corrosión de moderada a alta, 4) La resistividad no controla la velocidad de corrosión.....	187
Figura 94.- Comparación entre valores promedio de potencia de corrosión (E_{corr}) y velocidad de corrosión, (i_{corr}) de varillas embebidas en diferentes morteros fabricados y expuestos a 20°C con 80 y 100% de humedad relativa: A) Efecto del nivel de reemplazo B) Efecto de los cloruros totales.....	192
Figura 95.- Estado de pasividad exhibido en las varillas embebidas en morteros adicionados con 30% de NSG de 0% de Cl ⁻ totales que fueron fraguados y curados en un ambiente de 20°C, 80%HR.	193
Figura 96.- Comparación entre valores promedio de resistividad (ρ) de diferentes morteros fabricados y expuestos a 20°C con 80 y 100% de humedad relativa: A) Efecto del nivel de reemplazo, B) Efecto de los cloruros totales: 1) Corrosión despreciable, 2) Velocidad de corrosión baja; 3) Velocidad de corrosión de moderada a alta, 4) La resistividad no controla la velocidad de corrosión.	194
Figura 97.- Comparación entre valores medios de potencia de corrosión (E_{corr}) y velocidad de corrosión, (i_{corr}) para varillas embebidas en diferentes morteros fabricados y expuestos a 20°C y 60°C con 80 y 100% de humedad relativa respectivamente: A) Efecto del nivel de reemplazo B) Efecto de los cloruros totales.	196
Figura 98.- Estado de pasividad exhibido en las varillas embebidos en morteros adicionados con 10% de NSG de 0.4% de Cl ⁻ totales que fueron fraguados y curados en un ambiente de 60°C, 100%HR.....	197
Figura 99.- Comparación entre valores medios de resistividad (ρ) para acero embebidos en morteros diferentes morteros fabricados y expuestos a 20 y 60°C con 80 y 100% de humedad relativa respectivamente: A) Efecto del nivel de reemplazo B) Efecto de los cloruros totales.....	198
Figura 100.- Estado de pasividad exhibido en las varillas embebidos en morteros adicionados con 10% de NSG de 0% de Cl ⁻ totales que fueron fraguados y curados en un ambiente de 60°C, 100%HR.	201
Figura 101.- Resultados de pruebas de expansión realizadas en morteros curados hasta 28 días. A) Morteros de NSG de 0% Cl ⁻ , B) Morteros de NSG de 10% Cl ⁻ , C) Morteros de NSG de 20% Cl ⁻ , D) Morteros de HS.....	203
Figura 102.- Fenómeno de expansión mostrado en morteros rectangulares adicionados al 10% con NSG de 0% Cl ⁻ de que fueron curados a 60°C durante 28 días.	204
Figura 103.- Morteros cilíndricos y rectangulares adicionados al 20% con NSG de 10% Cl ⁻ sometidos a un proceso de curado por 28 días en un ambiente de temperatura exposición de 10, 20 y 60°C.	206
Figura 104.- Resultados de pruebas de porosidad total realizadas en morteros curados hasta 28 días. A) Morteros de NSG de 0% Cl ⁻ , B) Morteros de NSG de 10% Cl ⁻ , C) Morteros de NSG de 20% Cl ⁻ , D) Morteros de HS.....	213

Figura 105.- Resultados de resistencia a la compresión obtenidos en morteros curados hasta 28 días. A) Morteros de NSG de 0% Cl ⁻ , B) Morteros de NSG de 10% Cl ⁻ , C) Morteros de NSG de 20% Cl ⁻ , D) Morteros de HS.....	216
Figura 106.- Fenómeno de expansión donde se presenta la formación del gel de reacción álcali sílice y sal de Friedel en morteros cilíndricos adicionados con cloruros.....	217
Figura 107.- Consumo de hidróxido de calcio en concretos curados a 360 días en ambientes de 10, 20 y 60°C: A) Concretos adicionados con NSG de 0%Cl ⁻ , B) Concretos adicionados con NSG de 10%Cl ⁻ , C) Concretos adicionados con NSG de 20%Cl ⁻ , D) Concretos adicionados con HS.	220
Figura 108.- Relación existente entre el hidróxido de calcio y la resistencia mecánica de concretos curados a 360 días en ambientes de 10 (1), 20 (2) y 60°C (3): A) Concretos adicionados con NSG de 0%Cl ⁻ , B) Concretos adicionados con NSG de 10%Cl ⁻ , C) Concretos adicionados con NSG de 20%Cl ⁻ , D) Concretos adicionados con HS.....	223
Figura 109.- Relación existente entre Si/Ca y Al/Ca correspondientes a los análisis puntuales realizado por la técnica de EDS a productos internos de concretos que fueron curados a 10 (1), 20 (2) y 60°C (3) durante 365 días.	226
Figura 110.- Relación existente entre la resistividad (ρ) de morteros y la velocidad de corrosión (i_{corr}) de varillas embebidas en morteros curados en ambientes de 20 (80 y 100% HR) y 60°C (100% HR).....	227
Figura 111.- Relación existente entre el % de expansión y la resistencia mecánica de morteros curados a 28 días en ambientes de 10 (1), 20 (2) y 60°C (3): A) Morteros adicionados con NSG de 0%Cl ⁻ , B) Morteros adicionados con NSG de 10%Cl ⁻ , C) Morteros adicionados con NSG de 20%Cl ⁻ , D) Morteros adicionados con HS. ...	230
Figura 112.- Relación existente entre el % de porosidad y la resistencia mecánica de morteros curados a 28 días en ambientes de 10 (1), 20 (2) y 60°C (3): A) Morteros adicionados con NSG de 0%Cl ⁻ , B) Morteros adicionados con NSG de 10%Cl ⁻ , C) Morteros adicionados con NSG de 20%Cl ⁻ , D) Morteros adicionados con HS. ...	234
Figura 113.- Procedimiento empleado para la determinación de cloruros totales del NSG.....	269
Figura 114.- Reactivos empleados para la determinación de los cloruros totales, preparados al 1% molar: 1) AgNO ₃ , 1) KCrO ₄ , 2) NaCl.....	270
Figura 115.- Cambio de viraje exhibido en el agua que contenía los cloruros provenientes del NSG.	271
Figura 116.- Procedimiento utilizado para la caracterización de los materiales cementantes mediante FRX a través del método de prensado de polvos.....	273
Figura 117.- Procedimiento utilizado para la caracterización de los materiales cementantes mediante FRX a través del método pastilla de vidrio.	274
Figura 118.- Procedimiento para la fabricación de los moldes.....	275
Figura 119.- Procedimiento para el acondicionamiento de los moldes.	276
Figura 120.- Relación general teórica existente entre los valores de la velocidad de corrosión (i_{corr}) y los de la resistividad (ρ).	286

LISTA DE TABLAS

Tabla 1.- Componentes del Concreto.....	10
Tabla 2.- Tipos de cementos por sus compuestos.....	11
Tabla 3.- Características especiales del cemento.....	11
Tabla 4.- Cementos de resistencia normal y resistencia inicial.....	12
Tabla 5.- Compuestos en el cemento Pórtland ordinario.....	15
Tabla 6.- Valor crítico de cloruros en concretos reforzados.....	32
Tabla 7.- Composición química de una salmuera típica de la planta Cerro Prieto.....	40
Tabla 8.- Producción mundial de electricidad mediante plantas geotermoeléctricas.....	40
Tabla 9.- Dosificación de materiales requeridos en la elaboración de mezclas de concretos (valores expresados en kg/m^3).....	61
Tabla 10.- Dosificación de materiales requeridos en la elaboración de mezclas de concretos (valores expresados en % en peso).....	61
Tabla 11.- Valores de RC (MPa) de concretos curados a 365 días en un ambiente de 20°C	67
Tabla 12.- Dosificación de materiales empleada en las mezclas de morteros prismáticos (valores expresados en kg/m^3).....	72
Tabla 13.- Dosificación de materiales empleada en las mezclas de morteros prismáticos (valores expresados en % en peso).....	72
Tabla 14.- Dosificación de materiales requeridos en la elaboración de mezclas de morteros rectangulares (valores expresados en kg/m^3).....	85
Tabla 15.- Dosificación de materiales requeridos en la elaboración de mezclas de morteros rectangulares (valores expresados en % en peso).....	85
Tabla 16.- Composición química propiedades físicas de los materiales cementantes.....	91
Tabla 17.- Valores de distribución granulométrica de los agregados finos y gruesos.....	95
Tabla 18.- Comparación de resultados de resistencia a la compresión obtenidos en concretos curados a 10°C , en los que se utilizó NSG de 0% de Cl^- totales como sustituto de CPC.....	106
Tabla 19.- Comparación de resultados de resistencia a la compresión obtenidos en concretos curados a 20°C , en los que se utilizó NSG de 0% de Cl^- totales como sustituto de CPC.....	107
Tabla 20.- Comparación de resultados de resistencia a la compresión obtenidos en concretos curados a 60°C , en los que se utilizó NSG de 0% de Cl^- totales como sustituto de CPC.....	107
Tabla 21.- Comparación de resultados de resistencia a la compresión obtenidos en concretos curados a 10°C , en los que se utilizó NSG de 10% de Cl^- totales como sustituto de CPC.....	107
Tabla 22.- Comparación de resultados de resistencia a la compresión obtenidos en concretos curados a 20°C , en los que se utilizó NSG de 10% de Cl^- totales como sustituto de CPC.....	108
Tabla 23.- Comparación de resultados de resistencia a la compresión obtenidos en concretos curados a 60°C , en los que se utilizó NSG de 10% de Cl^- totales como sustituto de CPC.....	108

Tabla 24.- Comparación de resultados de resistencia a la compresión obtenidos en concretos curados a 10°C, en los que se utilizó NSG de 20% de Cl ⁻ totales como sustituto de CPC.....	108
Tabla 25.- Comparación de resultados de resistencia a la compresión obtenidos en concretos curados a 20°C, en los que se utilizó NSG de 20% de Cl ⁻ totales como sustituto de CPC.....	109
Tabla 26.- Comparación de resultados de resistencia a la compresión obtenidos en concretos curados a 60°C, en los que se utilizó NSG de 20% de Cl ⁻ totales como sustituto de CPC.....	109
Tabla 27.- Comparación de resultados de resistencia a la compresión obtenidos en concretos curados a 10°C, en los que se utilizó HS como sustituto de CPC.	109
Tabla 28.- Comparación de resultados de resistencia a la compresión obtenidos en concretos curados a 20°C, en los que se utilizó HS como sustituto de CPC.	110
Tabla 29.- Comparación de resultados de resistencia a la compresión obtenidos en concretos curados a 60°C, en los que se utilizó HS como sustituto de CPC.	110
Tabla 30.- Promedio de las relaciones Si/Ca, Al/Ca y S/Ca de los EDS realizados en los PI y PE de concretos elaborados con 100% de CPC.....	133
Tabla 31.- Promedio de las relaciones Si/Ca, Al/Ca y S/Ca de los EDS realizados en los PI y PE de concretos adicionados con 20% de NSG de 0% de Cl ⁻	133
Tabla 32.- Promedio de las relaciones Si/Ca, Al/Ca y S/Ca de los EDS realizados en los PI y PE de concretos adicionados con 20% de NSG de 10% de Cl ⁻	133
Tabla 33.- Promedio de las relaciones Si/Ca, Al/Ca y S/Ca de los EDS realizados en los PI y PE de concretos adicionados con 20% de HS.	134
Tabla 34.- Composición teórica de las fases AF _t , AF _m y CH.	134
Tabla 35.- Valores de profundidad de carbonatación obtenidos en concretos sometidos a 30 días en ambiente acelerado de 10% de CO ₂	163
Tabla 36.- Valores de Constante de carbonatación obtenidos en concretos sometidos a 30 días en ambiente acelerado de 10% de CO ₂	164
Tabla 37.- Valores estimados de Constante de carbonatación suponiendo un ambiente atmosférico de 0.03 % de CO ₂	164
Tabla 38.- Composición química de la varilla estructural.....	165
Tabla 39.- Criterios para la interpretación de los valores de E _{corr} según la ASTM (vs. CSE y SCE).....	166
Tabla 40.- Comparación de resultados de potencial de corrosión (E _{corr}) en morteros curados a 20°C en un ambiente de 80% de humedad relativa.	174
Tabla 41.- Comparación de resultados de potencial de corrosión (E _{corr}) en morteros curados a 20°C en un ambiente de 100% de humedad relativa.	175
Tabla 42.- Comparación de resultados de potencial de corrosión (E _{corr}) en morteros curados a 60°C en un ambiente de 100% de humedad relativa.	176
Tabla 43.- Criterios para la interpretación de los valores de velocidad de corrosión, i _{corr}	177
Tabla 44.- Comparación de resultados de velocidad de corrosión (i _{corr}) en morteros curados a 20°C en un ambiente de 80% de humedad relativa.	181
Tabla 45.- Comparación de resultados de velocidad de corrosión (i _{corr}) en morteros curados a 20°C en un ambiente de 100% de humedad relativa.	182
Tabla 46.- Comparación de resultados de velocidad de corrosión (i _{corr}) en morteros curados a 60°C en un ambiente de 100% de humedad relativa.	183

Tabla 47.- Criterios para la interpretación de los valores de resistividad, ρ .	184
Tabla 48.- Comparación de resultados de resistividad (ρ) en morteros curados a 20°C en un ambiente de 80% de humedad relativa.	188
Tabla 49.- Comparación de resultados de velocidad de corrosión (ρ) en morteros curados a 20°C en un ambiente de 100% de humedad relativa.	189
Tabla 50.- Comparación de resultados de velocidad de corrosión (ρ) en morteros curados a 60°C en un ambiente de 100% de humedad relativa.	190
Tabla 51.- Resultados de la caracterización de los morteros y varillas después de las pruebas electroquímicas.	200
Tabla 52.- Comparación de resultados de variación longitudinal obtenidos en morteros curados a 10°C, en los que se utilizó NSG de 0 % de Cl ⁻ totales como sustituto de CPC.	208
Tabla 53.- Comparación de resultados de variación longitudinal obtenidos en morteros curados a 20°C, en los que se utilizó NSG de 0 % de Cl ⁻ totales como sustituto de CPC.	209
Tabla 54.- Comparación de resultados de variación longitudinal obtenidos en morteros curados a 60°C, en los que se utilizó NSG de 0 % de Cl ⁻ totales como sustituto de CPC.	209
Tabla 55.- Comparación de resultados de variación longitudinal obtenidos en morteros curados a 10°C, en los que se utilizó NSG de 10 % de Cl ⁻ totales como sustituto de CPC.	209
Tabla 56.- Comparación de resultados de variación longitudinal obtenidos en morteros curados a 20°C, en los que se utilizó NSG de 10 % de Cl ⁻ totales como sustituto de CPC.	210
Tabla 57.- Comparación de resultados de variación longitudinal obtenidos en morteros curados a 60°C, en los que se utilizó NSG de 10 % de Cl ⁻ totales como sustituto de CPC.	210
Tabla 58.- Comparación de resultados de variación longitudinal obtenidos en morteros curados a 10°C, en los que se utilizó NSG de 20 % de Cl ⁻ totales como sustituto de CPC.	210
Tabla 59.- Comparación de resultados de variación longitudinal obtenidos en morteros curados a 20°C, en los que se utilizó NSG de 20 % de Cl ⁻ totales como sustituto de CPC.	211
Tabla 60.- Comparación de resultados de variación longitudinal obtenidos en morteros curados a 60°C, en los que se utilizó NSG de 20 % de Cl ⁻ totales como sustituto de CPC.	211
Tabla 61.- Comparación de resultados de variación longitudinal obtenidos en morteros curados a 10°C, en los que se utilizó HS como sustituto de CPC.	211
Tabla 62.- Comparación de resultados de variación longitudinal obtenidos en morteros curados a 20°C, en los que se utilizó HS como sustituto de CPC.	212
Tabla 63.- Comparación de resultados de variación longitudinal obtenidos en morteros curados a 60°C, en los que se utilizó HS como sustituto de CPC.	212
Tabla 64.- Comparación de resultados de porosidad total abierta (%) obtenidos en los diferentes morteros que fueron curados a 28 días.	215
Tabla 65.- Comparación de resultados de resistencia a la compresión (MPa) obtenidos en los diferentes morteros que fueron curados a 28 días.	218

Tabla 66.- Consumo de hidróxido de calcio con respecto al nivel de reemplazo de CPC por NSG de 0% de CI ⁻ totales.	221
Tabla 67.- Consumo de hidróxido de calcio con respecto al nivel de reemplazo de CPC por NSG de 10% de CI ⁻ totales.	222
Tabla 68.- Consumo de hidróxido de calcio con respecto al nivel de reemplazo de CPC por NSG de 20% de CI ⁻ totales.	222
Tabla 69.- Consumo de hidróxido de calcio con respecto al nivel de reemplazo de CPC por HS.	222
Tabla 70.- Relación existente entre el consumo de hidróxido de calcio y la resistencia a la comparación de concretos elaborados con NSG de 0% de CI ⁻ totales.	224
Tabla 71.- Relación existente entre el consumo de hidróxido de calcio y la resistencia a la comparación de concretos elaborados con NSG de 10% de CI ⁻ totales.	224
Tabla 72.- Relación existente entre el consumo de hidróxido de calcio y la resistencia a la comparación de concretos elaborados con NSG de 20% de CI ⁻ totales.	224
Tabla 73.- Relación existente entre el consumo de hidróxido de calcio y la resistencia a la comparación de concretos elaborados con HS.	225
Tabla 74.- Relación existente entre Si/Ca y Al/Ca correspondientes a los análisis puntuales realizado por la técnica de EDS a productos internos de concretos que fueron curados a 10, 20 y 60°C durante 365 días.	225
Tabla 75.- Relación existente entre la resistividad (ρ) de morteros y la velocidad de corrosión (i_{corr}) de varillas embebidas en morteros curados en ambientes de 20 (80 y 100% HR) y 60°C (100% HR).	228
Tabla 76.- Relación existente entre el % de expansión y la resistencia a la comparación de morteros elaborados con NSG de 0% de CI ⁻ totales.	231
Tabla 77.- Relación existente entre el % de expansión y la resistencia a la comparación de morteros elaborados con NSG de 10% de CI ⁻ totales.	232
Tabla 78.- Relación existente entre el % de expansión y la resistencia a la comparación de morteros elaborados con NSG de 20% de CI ⁻ totales.	232
Tabla 79.- Relación existente entre el % de expansión y la resistencia a la comparación de morteros elaborados con HS.	233
Tabla 80.- Relación existente entre el % de porosidad total abierta y la resistencia a la comparación de morteros elaborados con NSG de 0% de CI ⁻ totales.	235
Tabla 81.- Relación existente entre el % de porosidad total abierta y la resistencia a la comparación de morteros elaborados con NSG de 10% de CI ⁻ totales.	235
Tabla 82.- Relación existente entre el % de porosidad total abierta y la resistencia a la comparación de morteros elaborados con NSG de 20% de CI ⁻ totales.	236
Tabla 83.- Relación existente entre el % de porosidad total abierta y la resistencia a la comparación de morteros elaborados con HS.	236

NOMENCLATURA Y ABREVIACIONES

CP	Cemento Pórtland	-
CO₂	Dióxido de Carbono	-
CH	Hidróxido de Calcio	Ca (OH) ₂
CSH	Silicato de Calcio Hidratado	Sin estequiometría exacta
NSG	Residuo de Nanosílice Geotérmica	-
HS	Humo de Sílice	-
C	Óxido de Calcio	CaO
CC	Carbonato de Calcio	CaCO ₃
S	Dióxido de Silicio	SiO ₂
A	Dióxido de Aluminio	Al ₂ O ₃
F	Óxido de Hierro	Fe ₂ O ₃
-	Yeso	CaSO ₄ ·2 H ₂ O
-	Sulfato de Calcio	CaSO ₄
-	Hemidrato	CaSO ₄ ·1/2 H ₂ O
C₃S	Silicato Tricalcico	3CaO.SiO ₂
C₂S	Silicato Dicálcico.	2CaO.SiO ₂
C₃A	Aluminato Tricalcico	3CaO.Al ₂ O ₃
C₄AF	Alumino Ferrita Tetracálcica	4CaO.Al ₂ O ₃ .Fe ₂ O ₃
H	Agua	H ₂ O
S̄	ión Sulfato	SO ₃ ⁻
M	Oxido de Magnesio	MgO
AF_t	Etringita (Trisulfoaluminato de Calcio Hidratado)	3CaO .Al ₂ O ₃ .3CaSO ₄ .32H ₂ O
AF_m	Monosulfato	3CaO .Al ₂ O ₃ .CaSO ₄ .12H ₂ O
-	Óxido de Magnesio	MgO
-	Hidróxido de Magnesio	Mg(OH) ₂
-	Óxido de Potasio	K ₂ O
-	Óxido de Sodio	Na ₂ O
SF	Sal de Friedel	-

RAS	Reacción álcali-sílice	-
FTE	Formación Tardía de Etringita	-
CPC	Cemento Pórtland Compuesto	-
HR	Humedad Relativa	-
CA	Cemento Anhidro	-
PI	Productos Internos	-
PE	Productos Externos	-
DRX	Difracción de Rayos "X"	-
MET	Microscopía Electrónica de Transmisión	
MEB	Microscopía Electrónica de Barrido	-
EDS	Espectroscopia por Dispersión de Energías	
FRX	Fluorescencia de Rayos "X"	-
RC	Resistencia a la Compresión	-
E_{corr}	Potencial de Corrosión	-
V_{corr}	Velocidad de Corrosión	-
ρ	Resistividad	-
R_p	Resistencia a la Polarización	-
P	Porosidad Total Abierta	
E	Expansión	

RESUMEN

En la presente investigación se estudiaron los efectos que propicia la incorporación del nanosílice geotérmica con distintas concentraciones de cloruros totales y la temperatura sobre las propiedades mecánicas, fisicoquímicas y de durabilidad, en morteros y concretos elaborados a base de cemento portland. Para ello, se evaluó en varillas embebidas en morteros, el potencial de corrosión, velocidad de corrosión, así como las pérdidas de masa asociadas a los ensayos electroquímicos y por métodos gravimétricos; además, la resistividad, la porosidad total, el pH, la pérdida de agua evaporable, la variación de la longitud (% de expansión/contracción) y la resistencia a la compresión. En concretos fue evaluada la resistencia a la compresión, el seguimiento microestructural y formación de productos de reacción con el tiempo de curado; además, en algunos de ellos se evaluó la profundidad y velocidad de carbonatación. Los resultados demostraron que es viable el uso del residuo de nanosílice geotérmica bajo ciertas condiciones de curado como sustituto de cemento portland, obteniéndose un mejoramiento en las propiedades mecánicas, fisicoquímicas y de durabilidad en comparación con las obtenidas en concretos de 100% de cemento portland. Se observó un incremento del 22% en la resistencia a la compresión en las muestras que contenían nanosílice geotérmica sin cloruros en comparación de los concretos elaborados con 100% de cemento. Además, los concretos adicionados con 10% de nanosílice geotérmica resultaron ser más resistentes al paso del CO₂. También, los morteros reforzados que fueron adicionados hasta un 20% con nanosílice geotérmica presentaron una menor probabilidad de corrosión. Lo anterior es atribuido al alto carácter puzolánico que posee la nanosílice geotérmica, lo cual fue monitoreado mediante difracción de rayos X, observando una disminución notable en el hidróxido de calcio. Se observó también una densificación de la matriz en los concretos con adiciones de nanosílice geotérmica sin cloruros. Sin embargo, el curado a altas temperaturas y la adición de cloruros repercutieron negativamente en los procesos de hidratación de los morteros y concretos, desencadenando fenómenos agresivos que disminuyeron su durabilidad, ya que fueron observados altos niveles de corrosión en varillas de refuerzo así como la formación de fases dañinas, como gel de reacción alcali sílice y formación tardía de etringita. A pesar de ello, los resultados obtenidos hacen ver a la nanosílice geotérmica como un material potencialmente apto para su uso en la elaboración de morteros y concretos cuya implementación a nivel industrial contribuirá de manera positiva en la mitigación de las emisiones de CO₂ a la atmósfera, así como en la reducción del impacto ambiental que éste genera en las zonas que es desechado.

ABSTRACT

The effects of adding geothermal nanosilica with different concentrations of total chlorides and temperature on the mechanical and physicochemical properties and durability on mortar and concrete made of Portland cement was studied in the present research work; In order to achieve above mentioned, the corrosion potential and rate were evaluated on embedded rods in mortars, mass losses were measured in terms of electrochemical and gravimetric methods; Additionally, the resistivity, total porosity, pH, loss of evaporable water, the length variation (% expansion / contraction) and resistance to compression were evaluated. For concretes, the compressive strength, microstructural evolution and the formation of reaction product as a function of curing time, were evaluated, in some cases the depth and rate of carbonation were measured. Results have shown the viability of using geothermal nanosilica residue under certain conditions of curing as a replacement of Portland cement, obtaining an improvement in mechanical and physicochemical properties as well as comparison durability in comparison to those obtained with concretes composed of 100% Portland cement. It was observed an increase of 22% in compressive strength in samples containing non-chloride geothermal nanosilica compared to concretes prepared with 100% Portland cement. Besides, concretes with 10% of geothermal nanosilica addition were more resistant to the flow of CO₂. Also, reinforced mortars with an addition of up to 20% of geothermal nanosilica were less susceptible to the corrosion phenomena. This behavior was attributed to the high pozzolanic character that presents the geothermal nanosilica, which was monitored and corroborated by X-ray diffraction through a marked decrease in the calcium hydroxide. There was also observed a densification of the concrete matrix through the addition of geothermal nanosilica without chlorides content. However, the curing process at high temperatures as well as the addition of chloride had negative affected in the hydration processes for mortars and concretes. Those conditions led to aggressive phenomena reducing the durability of mortars and concretes, since high corrosion levels were observed in reinforced rods and also the formation of detrimental phases such as alkali-silica reaction gel and the late formation of ettringite. Finally, the results revealed that geothermal nanosilica could be a potentially suitable material for making mortar and concrete which industrial implementation will contribute positively in mitigating CO₂ emissions to the atmosphere, as well as reducing the environmental impact generated in disposal zones.

CAPÍTULO I

INTRODUCCIÓN

El enorme deterioro presentado en las construcciones actuales ha impactado de manera significativa en la infraestructura de cada país, debido a que el mantenimiento y restauración de estructuras dañadas suele ser muy costoso, aunado a los retrasos que esto puede ocasionar. Por lo tanto, es necesario desarrollar y producir estructuras de concreto cada vez más durables, buscando con ello la satisfacción de las necesidades de la infraestructura moderna, en la gran diversidad de ambientes a los que pueden ser expuestas y a su vez, lograr que la economía de cada país se vea beneficiada como una consecuencia de una estabilidad que a largo plazo puedan presentar éstas estructuras.

Desde la antigüedad, las estructuras de concreto han sido elaboradas empleando una amplia gama de materiales de construcción, sin embargo, hoy en día, el cemento Portland “CP” usado como material primordial en la fabricación de las estructuras de concreto, es la mejor opción para los requerimientos de la infraestructura moderna, por ello su consumo mundial pasó de ser de 3 billones de toneladas en 1960 a 26 billones de toneladas en 2011 ⁽¹⁻³⁾.

Debido a ello, el CP, sin duda alguna es un material de enorme consumo en nuestros tiempos, el cual ha contribuido de manera significativa en el desarrollo de la humanidad. Debido a sus múltiples aplicaciones y a las exigencias del mercado actual, es fabricado en cerca de 150 países, principalmente en América, Asia y Europa ⁽⁴⁾, a un ritmo de producción que incrementa anualmente entre el 8 y 10%. Durante el 2010 se reportó una producción de 3.3 billones de toneladas ⁽⁵⁾ de las cuales México produjo 34.5 millones ⁽⁶⁾.

A pesar de las bondades atribuidas a éste material, el impacto que tiene en la infraestructura moderna y el de estar asociado con el nivel de desarrollo de un país ^(7, 8), es uno de los principales responsables de la degradación ambiental que sufre nuestro planeta (**Figura 1**). Esto debido a que su proceso productivo implica la explotación intensiva de recursos naturales no renovables (materias primas y combustibles), así como la emisión de altos volúmenes de gases de efecto invernadero, CO₂ principalmente (emitido en aproximadamente un 7% por la industria cementera ⁽⁹⁾). Lo anterior se debe a que para producir 1 tonelada de CP, se requieren aproximadamente 1.5 toneladas de caliza y cantidades considerables de energía eléctrica y de combustibles fósiles. Esto implica emitir CO₂ a la atmósfera en cantidades similares al cemento producido.



Figura 1.- Degradación ambiental en la que contribuye la industria del concreto.

Es por ello que la sustentabilidad de la producción del CP en los próximos años se ve amenazada, también por el constante incremento del precio de los combustibles fósiles y a las políticas impositivas (impuestos ecológicos por la liberación de CO₂) a escala global que se ha otorgado a productos o producciones que contribuyan al calentamiento global (impuestos ecológicos) ⁽¹⁰⁾.

Por otra parte, existe una gran cantidad de millones de toneladas de residuos generados por diversas industrias en todo el mundo como: ceniza volante (500 millones de toneladas por año ⁽¹¹⁾), escoria de alto horno (750 millones de toneladas por año ⁽¹²⁾), humo de sílice o silica fume, esquistos calcinados, biosílice, cascarilla de arroz (110 millones de toneladas por año ⁽¹³⁾). Estos materiales provocan una serie de problemas no solo de carácter ambiental sino también de carácter económico para la industria que los

produce, ya que requieren medios de transporte y almacenaje, que en muchos casos llegan a generar contaminación ambiental a mantos acuíferos mediante la lixiviación de metales pesados contenidos en los residuos.

Ante todos estos hechos, uno de los principales retos a los se enfrenta la comunidad científica y tecnológica relacionada con el área de los materiales de construcción, es la de dar solución a los problemas energéticos y ambientales que origina la producción masiva de CP, así como la generación de residuos industriales. Por tal razón, la tendencia mundial está orientada a incorporar al proceso constructivo nuevos materiales y/o residuos industriales (cuya fabricación o procesado no conlleve la emisión a la atmósfera de grandes cantidades de CO₂), como sustitutos parciales de cemento portland, no solo por las ventajas causadas en el ahorro de recursos naturales, energía y mitigación de emisiones de CO₂ ^(14, 15), sino porque contribuyen al mejoramiento de propiedades físicas, químicas y mecánicas, de la durabilidad, del precio y la calidad de los concretos elaborados a base de estos ^(16 - 18).

Una gran parte de este mejoramiento puede ser atribuida al comportamiento puzolánico que suelen poseer algunos de estos materiales, el cual involucra la reacción de estos materiales con uno de los productos de hidratación del CP, hidróxido de calcio, propiciando la precipitación de nuevos geles de silicato de calcio hidratado (del inglés calcium-silicate-hydrate “C-S-H”) que densifican la matriz cementante produciendo un efecto de relleno, ocasionando uniformidad microestructural, disminución de porosidad, permeabilidad e incremento en la resistencia mecánica y en la durabilidad ^(19, 20).

A pesar de que se han reportado una gran diversidad de investigaciones relacionadas con el uso de materiales puzolánicos en las últimas cinco décadas, es escasa la literatura reportada sobre la utilización de residuos generados por plantas geotérmicas, que tan solo en el campo geotérmico de Cerro Prieto, Baja California México, se producen en más de 70 mil toneladas anuales ⁽²¹⁾. Dicho residuo es rico en sílice y en el desarrollo de esta investigación es llamado “residuo nanosílice geotérmica, “NSG”. Este residuo ha sido objeto de estudio como material secundario en la producción de vidrio, vitrocerámicos y refractarios ⁽²²⁾, así como en la elaboración de morteros ⁽²³⁾, pastas y

geopolímeros investigados en la UANL-FIME^(24 - 26); sin embargo no se han reportado estudios relacionados con su aplicación en la fabricación concretos.

Por tales razones, la presente investigación tuvo como reto estudiar ampliamente los efectos que provoca la incorporación de NSG, sobre las propiedades de durabilidad, en morteros y concretos curados en diversos ambientes de humedad y temperatura, con el fin de dilucidar y lograr un mejor entendimiento sobre los diversos fenómenos y mecanismos que se llevan a cabo en los procesos de hidratación con el uso de NSG y a su vez incursionar en las nuevas tendencias en cuanto al desarrollo y mejoramiento de materiales alternativos al cemento, buscando con ello la preservación del medio ambiente.

En base a lo anterior, el desarrollo de esta investigación es de gran importancia para incrementar el conocimiento sobre durabilidad en concretos, no sólo en México, sino también a nivel mundial, dado que existen abundantes recursos de desechos como éste, permitiendo incrementar nuestra competitividad a nivel internacional.

Para ello, este documento está estructurado de la siguiente manera:

- En el capítulo 2 se aborda una revisión bibliográfica sobre los aspectos más relevantes relacionados con los concretos elaborados a base de CP y los materiales actuales que son utilizados como sustitutos de CP haciendo especial descripción sobre el uso de materiales puzolánicos y sus efectos en la hidratación del CP. Se detallan las características y propiedades que puede brindar la utilización del residuo de nanosílice geotérmica, que es el material puzolánico base de estudio en la presente investigación citando los resultados más relevantes encontrados tras la aplicación del NSG como material de reemplazo de CP. También en este capítulo se describen todos los aspectos relacionados con la durabilidad de los concretos, haciendo mención de la aparición de diversas patologías que en algunas ocasiones pueden encontrarse en las estructuras elaboradas con materiales cementantes como: sal de Friedel “SF”, reacción álcali-sílice “RAS” y formación tardía de etringita “FTE”. Además se

detallan los mecanismos que desencadenan los fenómenos de corrosión en aceros de refuerzo, tales como ataque químico inducido por cloruros y por CO₂.

- En el capítulo 3 se describen las diversas hipótesis fundamentadas en base a la extensiva revisión bibliográfica, se describe el objetivo general de la investigación, así como el planteamiento de los objetivos específicos a seguir para la realización y culminación de esta investigación.
- El capítulo 4 comprende la descripción del desarrollo experimental llevado a cabo durante la investigación, donde se detallan los materiales utilizados, las variables involucradas, métodos y equipos empleados para la caracterización de los materiales y elaboración de los especímenes de trabajo.
- El capítulo 5 recauda todos los resultados obtenidos durante la experimentación y se hace una discusión sobre ellos: caracterización de las materias primas, resistencia a la compresión, análisis microestructural, profundidad y velocidad de carbonatación, potencial y velocidad de corrosión, caída óhmica, resistividad, pérdidas de masa en las varillas de refuerzo asociadas a los ensayos electroquímicos, así como las obtenidas mediante métodos gravimétricos, y propiedades físicas como pH, % agua evaporable, porosidad total, estabilidad dimensional.
- En el capítulo 6 se hace una discusión general sobre los resultados de los efectos que propicia la incorporación del residuo nanosílice geotérmica como material alternativo al cemento en la elaboración de concretos y morteros
- Finalmente en el capítulo 7 se detallan las conclusiones a las que se llegó con éste tema de investigación.

CAPÍTULO II

ESTADO DEL ARTE

2.1.- El concreto

Actualmente el concreto es un material que es definido como la combinación de CP, agregados pétreos, agua y aditivos, que forman una mezcla moldeable que al fraguar forma un elemento rígido y resistente ⁽²⁷⁾. Existen vestigios de la utilización de concretos antiguos (no elaborados con CP) encontrados en construcciones habitadas por las primeras civilizaciones. Sus aplicaciones se remontan a los años 7000 a.c en Yiftah El, al sur de Galilea, Israel ⁽²⁸⁾; 5600 a.c., junto a las riveras del rio Danubio en Yugoslavia y en Italia en el año 25 a.c. ⁽²⁹⁾, en la cultura Maya en el año 300 a.c. – 1000 d.c. ⁽³⁰⁾, por citar algunas (**Figura 2**). Estos concretos fueron elaborados a partir de calizas calcinadas (CaO, obtenida a temperatura no mayor a 1000°C) mezcladas con agua y agregados. Los romanos fueron los pioneros en desarrollar los concretos puzolánicos con la introducción de ceniza volcánica mezclada con pumicita y CaO.

El concreto comparado con metales, cerámicos y materiales poliméricos, que pueden ser empleados en la industria de la construcción, es el más económico, además, posee una adecuada resistencia mecánica y durabilidad y requiere menos energía para producirlo ⁽³¹⁾. Por lo tanto, el avance extraordinario en la tecnología del concreto se debe al resultado de dos fuerzas impulsoras, específicamente la velocidad de construcción y la durabilidad del concreto.

Para que los concretos exhiban con el paso del tiempo una excelente durabilidad, es necesario realizar una adecuada selección de los materiales para su elaboración. Por lo tanto, para su producción se requiere un adecuado control de calidad en los materiales y el procesamiento de estos, de manera que los concretos cumplan con todos los

requerimientos y especificaciones necesarias durante su utilización. En la **Tabla 1** se muestran los componentes básicos empleados en la elaboración de un concreto, así como los rangos de composición en los que se suelen encontrarse. La selección de todos estos materiales junto con una dosificación adecuada puede cumplir con requerimientos deseados para un concreto.



Figura 2.- Algunas de las primeras construcciones en el mundo: A) Coliseo, Roma (Italia), B) Pirámide de keops, El Cairo (Egipto), C) Templo, Yhea-Tigary (Etiopía), D) Chichén Itzá, Yucatán (México).

Debido a la gran variabilidad de materiales que pueden ser utilizados en cada uno de los componentes para producir concretos y a la demanda en la mejora continua de las prestaciones en uso, los concretos son considerados como un material bastante complejo, el cual físicamente suele ser heterogéneo y poroso.

Esta porosidad propicia que con el paso del tiempo el concreto vaya cambiando, siendo este cambio básicamente microestructural y que dependiendo del ambiente de

exposición puede ser benéfico o perjudicial, impactando de manera drástica en sus prestaciones en uso. Por tal razón, es de vital importancia estudiar la durabilidad de los concretos, dando importancia al seguimiento en los procesos de hidratación de los materiales cementantes y sus efectos en el desarrollo microestructural del concreto endurecido.

Tabla 1.- Componentes del Concreto.

Componente	Tamaño de partículas (mm)	Denominación	Proporción aproximada en volumen	Definición de términos
Materiales cementantes	> 0.060	Cemento portland, Adiciones cementantes	7%-15% 0%-10%	Pasta de cemento
Agua	-----	Agua	14-18%	
Aire	> 1	Atrapado o incluido	1-8%	
Otras adiciones	Variable	Fibras, colorantes, modificadores	1-4%	
Aditivos	----	Químicos, líquidos	0.1-2%	
Agregado fino	0.002 - 0.074 0.074 - 4.76	Limo Arena	0-5% 24-27%	Pasta + A. Fino = Mortero
Agregado Grueso	4.76 - 19.10 19.10 - 50.80 50.80 - 152.40	Gravilla fina Grava común Piedra	31-47%	Mortero + A. Grueso = Concreto
Agregado muy grueso	Más de 152.40	Rajón de piedra Piedra bola	38-48%	Ciclópeo precolado

2.2.- Componentes del concreto

2.2.1.- Materiales cementantes

2.2.1.1.- Cemento Portland

En el siglo pasado, a diferencia de las ventajas que ofrecen otros materiales de construcción como la piedra, madera o acero, el cemento Portland (CP) se convirtió en el material de construcción más ampliamente utilizado e importante para la industria de la construcción ya que es el ingrediente clave en la elaboración de concretos, morteros,

estuco y lechada. De acuerdo con la norma ASTM C150 ⁽³²⁾ el CP es definido como un conglomerante hidráulico que al ser mezclado con agua, fragua y endurece. Su selección y dosificación en el diseño de concretos es de vital importancia ya que de éstas dependen las propiedades obtenidas, calidad y desempeño en el ambiente de uso. Esta norma clasifica a los cementos portland en ocho tipos: I, IA, II, II, III, III, IV y V, siendo los de tipo I y II los generalmente utilizados en muchas construcciones en las que se requiere el uso de cemento.

Por otro lado, la Norma Mexicana “NMX C-414-ONNCCE ⁽³³⁾”, clasifica a los cementos de acuerdo a las materias primas que lo forman, de manera que los agrupa de la siguiente manera:

Tabla 2.- Tipos de cementos por sus compuestos ⁽³³⁾.

Tipo	Denominación
CPO	Cemento Portland Ordinario
CPP	Cemento Portland Puzolánico
CPEG	Cemento Portland con Escoria Granulada de Alto Horno
CPC	Cemento Portland Compuesto
CPS	Cemento Portland con Humo de Sílice
CEG	Cemento con Escoria Granulada de Alto Horno

Los tipos de cementos antes citados, pueden presentar adicionalmente una o más características especiales, mismas que se clasifican en base a la **Tabla 3**, y de acuerdo con su clase resistente, se clasifican de acuerdo con lo señalado en la **Tabla 4**. Cabe destacar que la letra “R” indica que el cemento debe cumplir con una resistencia inicial especificada a la edad de 3 días.

Tabla 3.- Características especiales del cemento ⁽³³⁾.

Nomenclatura	Característica especial
RS	Resistencia a los sulfatos
BRA	Baja Reactividad Alkali-Agregado
BCH	Bajo Calor de Hidratación
B	Blanco

Tabla 4.- Cementos de resistencia normal y resistencia inicial ⁽³³⁾.

Clase resistente	Resistencia a la Compresión (kg/cm ²)		
	Mínimo a 3 días	Mínimo a 28 días	Máximo a 28 días
20	-	204	408
30	-	306	510
30R	204	306	510
40	-	408	-
40R	306	408	-

2.2.1.1.1.- Composición química

Para la producción de CP se emplean como materia prima la piedra caliza (carbonato de calcio, CaCO₃), arcilla (que contiene normalmente SiO₂, Al₂O₃) y mineral de hierro que se mezclan, pulverizan y sinterizan con el fin de obtener una deseada proporción de óxidos minerales (clinker), dentro de un horno rotatorio a temperaturas que oscilan entre los 1400 y 1450°C ⁽³⁴⁾.

El clinker está constituido por una mezcla de silicatos, aluminatos y ferroaluminatos de calcio cuyas proporciones en los principales minerales oscilan en: CaO de 60-65%, SiO₂ de 20-25%, Al₂O₃ y Fe₂O₃ de 7-12% ⁽³⁵⁾. Cuando el clinker es mezclado con uno o más tipos del sulfato de calcio ⁽³⁶⁾, generalmente yeso (CaSO₄·2 H₂O, alrededor de un 3-5%), pudiendo ser sulfato de calcio (CaSO₄), o hemihidrato (CaSO₄·1/2 H₂O), da la formación del CP. El clinker puede presentar también en proporciones minoritarias óxidos de magnesio, sodio y potasio, entre otros.

Mineralógicamente la composición del CP está formada por cuatro componentes principales que se encuentran casi en su totalidad en estado cristalino, sin embargo, del 2 al 12% de ellos pueden encontrarse en estado amorfo. En estos componentes o fases, los silicatos se encuentran en un rango que varía del 60 al 80% y son los principales responsables del aporte en resistencia mecánica a la pasta de cemento. A continuación se detallan las fases mineralógicas del clinker y sus características más relevantes:

- **Silicato tricálcico (C_3S o $3CaO \cdot SiO_2$) conocido mineralógicamente como alita:** es la fase principal y más importante del CP (en aproximadamente 60%) ya que se le atribuye la característica de aportar un rápido incremento en la resistencia mecánica inicial en los concretos, con una velocidad de reacción rápida. La alita está compuesta por un 73.7% de calcia y 26.3% sílice. Esta fase puede ser modificada en su composición y estructura por la sustitución iónica de Mg^{2+} , Al^{3+} , Fe^{3+} (34).
- **Silicato dicálcico (C_2S o $2CaO \cdot SiO_2$) conocido mineralógicamente como belita:** es la segunda fase más importante del CP (alrededor del 20%) y puede encontrarse en hasta cuatro formas estructurales diferentes; está constituida en un 65.1% de calcia y 34.9% de sílice. A esta fase se le confiere el aporte de poca resistencia mecánica durante los primeros días debido a que presenta una lenta velocidad de reacción; sin embargo, a partir de los 28 días de curado, es la fuente principal de resistencia mecánica, cuando ya la alita ha alcanzado una reactividad de aproximadamente el 80%.
- **Aluminato tricálcico (C_3A o $3CaO \cdot Al_2O_3$) conocido mineralógicamente como aluminato o felita:** Esta fase por sí sola aporta poco en el desarrollo de resistencia mecánica, sin embargo en presencia de los silicatos desarrolla buenas resistencias iniciales. Esta fase se compone de 62.3% de calcia y 37.7% de alúmina y está presente hasta en un 10%; su hidratación es muy rápida al contacto con el agua, y puede llegar hasta el punto de ser casi instantánea, por lo cual, es necesaria la adición de yeso a fin de retrasar su actividad, ya que éste actúa como regulador de fraguado. Su composición y algunas veces su estructura pueden ser modificadas por sustituciones iónicas como Si^{4+} , Fe^{3+} , Na^{1+} y K^{1+} .
- **Ferro aluminato tetracálcico (C_4AF o $4CaO \cdot Al_2O_3 \cdot Fe_2O_3$) conocido mineralógicamente como ferrita o celita:** Su aporte en la resistencia mecánica

al concreto es poca, tiene una reactividad muy variable dependiendo de la cantidad del resto de las fases contenidas en el clinker y se compone de 46.1% de calcia, 21% de alúmina y 32.9% de óxido de hierro. Además, es la fase a la que se le atribuye el color gris que posee el cemento.

Existen otros componentes secundarios en el clinker en proporciones muy pequeñas que no por ello dejan de tener relevancia en los procesos de hidratación puesto que pueden propiciar efectos negativos, entre los que se encuentran:

- **Cal libre (CaO) y óxido de magnesio (MgO):** la hidratación de estos óxidos es expansiva, lo que da lugar a la formación de fisuras superficiales en el concreto e incluso un debilitamiento y destrucción del mismo. Si el contenido de cal libre es alto (del orden del 2% o más), parte de ella se hidrata y/o carbonata produciendo fenómenos expansivos. En lo que respecta al óxido de magnesio (proveniente de la dolomita contenida en la caliza) su hidratación para pasar a hidróxido de magnesio ($Mg(OH_2)$) es lenta y es un proceso de carácter expansivo lo que eventualmente daña a los concretos en servicio ^(37 - 39).
- **Álcalis (K_2O y Na_2O):** Estos compuestos provienen generalmente de las materias primas empeladas en la fabricación del cemento y son indeseables puesto que pueden reaccionar con ciertos agregados (que contengan sílice reactiva). Esto puede generar diversos problemas en el concreto, el más destacado es la formación del gel de reacción álcali sílice (RAS) que involucra una interacción entre los álcalis y los áridos silíceos, también y provoca expansión, fomentando un debilitamiento microestructural en la matriz cementante ^(40 - 42). Suelen encontrarse en una proporción total de 0.4% a 1.3%; sin embargo, se recomienda que su proporción total, expresada como Na_2O_{eq} , sea menor que 0.6%; esto es $Na_2O - 0.658 K_2O < 0.6\%$. El valor 0.658 es la relación entre los pesos moleculares de Na_2O y K_2O ⁽⁴³⁾.

La **Tabla 5** muestra de forma resumida las características más relevantes de los componentes del CP, su fórmula reducida y general, el rango de porcentajes en los que pueden ser encontrados y sus características principales de hidratación.

Tabla 5.- Compuestos en el cemento Pórtland ordinario ⁽⁴⁴⁾.

Compuesto	Fórmula	% Masa	Características de hidratación
C ₃ S (alita)	3CaO·SiO ₂	42 – 66 (50-70)	Rápida, calor moderado
C ₂ S (belita)	2CaO·SiO ₂	9 – 30 (15-30)	Lenta pero constante, calor bajo
C ₃ A (aluminato)	3CaO·Al ₂ O ₃	6 – 14 (5-10)	Muy rápida, calor muy alto
C ₄ AF (ferrita)	4CaO·Al ₂ O ₃ ·Fe ₂ O ₃	1 – 12 (5-15)	Calor moderado
Na ₂ SO ₄ /K ₂ SO ₄		Na ₂ O eq = 0.15-1.5	En la superficie del clinker
C \bar{S}	CaSO ₃ ·2H ₂ O (Yeso) CaSO ₃ ·½H ₂ O (Hemihidrato) CaSO ₃ (Anhidrita)	~ 5 , (3)	Controla el tiempo de fraguado, el SO ₄ soluble retarda el endurecimiento del C ₃ A y C ₄ AF

2.2.1.1.2.- Hidratación del CP

La hidratación del CP es la reacción química generada entre los componentes del clinker de cemento, el sulfato de calcio y las adiciones suplementarias cuando son mezclados con agua. Conforme pasan las horas de hidratación del CP, la mezcla va generando una consistencia que va de un estado pastoso a duro, proceso conocido como fraguado; tras la conclusión de este proceso, la mezcla es llamada como cemento endurecido ⁽⁴⁵⁾.

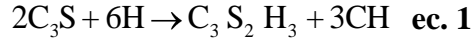
Debido a la gran cantidad de componentes o fases que posee el CP la velocidad de reacción del mismo es variable y puede ser dividida en los siguientes periodos:

- *Periodo de pre-inducción:* es llevado a cabo durante los primeros 10 minutos y en este se efectúa la disolución de las fases del clinker, sulfatos, así como la formación de un gel llamado silicato de calcio hidratado (CSH) además de la precipitación del trisulfoaluminato de calcio hidratado mejor conocido como etringita.
- *Periodo de inducción:* es llevado a cabo entre los 10 minutos y 3 horas. En este periodo las reacciones de hidratación progresan muy lentamente ya que el gel formado sobre las partículas o granos de las diferentes fases del cemento actúa como barrera que impide la penetración de más moléculas de agua hacia el interior del grano que todavía no ha reaccionado.
- *Periodo de aceleración:* es llevado a cabo entre las 3 y 12 horas, dependiendo de las características del cemento. En este periodo la capa de gel formado alrededor de la partícula de cemento, se vuelve permeable permitiendo la disolución de más fases y precipitación de más gel CSH en la propia disolución líquida.
- *Periodo de post-aceleración:* es llevado a cabo entre las 9 y 15 horas. En este periodo a medida que avanza la reacción los espacios disponibles son llenados con los productos de hidratación y el volumen de líquido decrece. Bajo estas condiciones la velocidad de reacción disminuye y es controlada por la difusión de los iones.

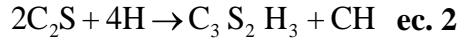
2.2.1.1.3.- Productos principales de la hidratación del CP

A) Gel CSH

La alita reacciona rápidamente con el agua produciendo portlandita y silicato cálcico hidratado, que es el principal producto de hidratación del CP y puede tener composiciones cercanas a la tobermorita ($\text{Ca}_5\text{Si}_6\text{O}_{16}(\text{OH})_2 \cdot 4\text{H}_2\text{O}$) y la jennita ($\text{Ca}_9\text{H}_2\text{Si}_6\text{O}_{18}(\text{OH})_8 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$)⁽⁴⁶⁾, esto mediante la siguiente reacción:



La belita reacciona a diferencia de la alita, de manera más lenta y produce una menor cantidad de CH, sin embargo, produce composiciones de gel CSH similares a las generadas por la alita, de acuerdo con la siguiente reacción:



El gel producido por ambos silicatos es comúnmente denominado como CSH y constituye de un 50-60% de la hidratación de la pasta de cemento. Su calidad y composición es determinante en las propiedades mecánicas de la pasta. Posee un carácter coloidal, por lo que tiene la capacidad de absorber muchos iones como Mg^{2+} , Al^{2+} , K^{1+} , Na^{1+} y SO_4^{2-} así como cloruros, reduciendo el riesgo de corrosión en las varillas de acero embebidas en el concreto. Exhibe poca cristalinidad y no es un compuesto estequiométricamente bien definido ⁽⁴⁷⁾; la relación calcio/silicio (Ca/Si) varía entre 1.5 a 2.0 ⁽⁴⁸⁾, aunque dependiendo de las diferentes contribuciones de materiales adicionales en la composición del CP puede tener un rango de composición más amplio.

B) Hidróxido de Calcio (CH)

Comúnmente llamado portlandita, es el segundo producto de hidratación mayoritario formado durante la hidratación del cemento. Constituye del 20-25% del volumen de sólidos en la pasta hidratada. A diferencia del gel CSH, el CH tiene una estequiometría definida.

Es el encargado de promover una alta alcalinidad a los concretos y en su caso, fomentar una estabilidad en los óxidos que se forman sobre las varillas de refuerzo embebidas en los concretos. Bajo ciertas condiciones puede generar un efecto negativo sobre la durabilidad, como en el caso del fenómeno de carbonatación. Además, el CH puede ser

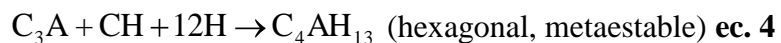
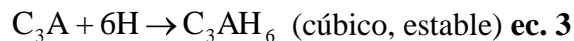
distinguido mediante el uso de microscopia óptica, ya que al precipitar se presenta en forma cristales alargados en la matriz de cemento hidratado.

La disolución de CH se reduce en presencia de álcalis, y esto aumenta la formación de etringita. Así mismo, la presencia de CH puede aumentar el riesgo de expansión y carbonatación^(49, 50). No aporta ningún beneficio a la resistencia mecánica de la pasta de cemento y puede producir espacios porosos al lixiviarse y salir del concreto.

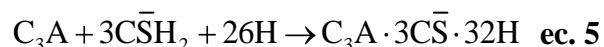
En caso de que no sea lixiviado, con el paso del tiempo reacciona con el CO₂ del medio ambiente de manera que se carbonata y con ello los concretos reforzados pueden sufrir daños como corrosión en varillas. Por esta razón se busca hacerlo reaccionar con diferentes materiales puzolánicos y convertirlo en gel CSH.

C) Aluminatos cálcicos

El aluminato (C₃A) forma aluminatos cálcicos hidratados, algunos son estables como los que cristalizan en el sistema cúbico y otros metaestables (hexagonales), mediante la siguiente reacción:

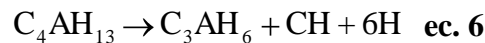


La reacción de C₃A con el agua es muy rápida (fraguado rápido o falso⁽²⁹⁾) y para evitarlo se añade yeso como regulador. El aluminato reacciona con el yeso formando sulfoaluminato de calcio hidratado insoluble conocido como etringita o AFt, pequeñas agujas que se forman alrededor de los granos del C₃A de manera que lo bloquea impidiendo la hidratación a una velocidad excesiva^(51, 52). Esto se describe mediante la siguiente reacción:



La etringita se forma inmediatamente después de la mezcla y actúa como un esqueleto, proporcionando la principal fuente de resistencia temprana; además puede ser muy inestable, reaccionar con más C_3A , y convertirse en monosulfato (AFm), el cual es de bajo contenido de sulfato y cristaliza como delgadas placas hexagonales.

Una elevada relación agua/cemento (a/c) favorece la formación de aluminatos hexagonales, mientras que un bajo valor promueve la formación de aluminatos cúbicos, los cuales son menos voluminosos que los hexagonales debido a la pérdida de agua. Los aluminatos hexagonales pueden experimentar a largo plazo una conversión en la que se transforman en cúbicos y liberan agua mediante la siguiente reacción:



Dicha conversión viene acompañada de una disminución en volumen ocupado por los sólidos del concreto, en consecuencia también de una pérdida de compacidad, aumento en porosidad y disminución de la resistencia mecánica.

2.2.2.1.- Adiciones suplementarias

La utilización de materiales suplementarios como adiciones al concreto, no es una tecnología reciente, ya que existen vestigios que datan de 5000-4000 años A.C.⁽⁵³⁾, los cuales revelan el empleo de una mezcla de arcillas y puzolanas naturales. Actualmente, el uso de adiciones minerales al concreto y al cemento se ha difundido mundialmente, de manera que se ha vuelto imprescindible incorporar como sustitutos de CP los residuos generados por diversas industrias en todo el mundo como: ceniza volante, escoria de alto horno, humo de sílice, esquistos calcinados, biosílice, cascarilla de arroz, por mencionar algunos (**Figura 3**).



Figura 3.- Materiales suplementarios.

Los hidráulicos latentes: son caracterizados por poseer propiedades cementantes, pero necesitan de activación externa para su reacción, lo que involucra principalmente su reacción con hidróxido de calcio.

Los puzolánicos: estos materiales carecen de propiedades hidráulicas y de acuerdo con la norma ASTM 618-78 ⁽⁵⁴⁾, las puzolanas son materiales silíceos o silicoaluminosos quienes por sí solos poseen poco o ningún valor cementante, pero cuando se encuentran finamente molidos y están en presencia de agua, reaccionan químicamente con el hidróxido de calcio a temperatura ambiente para formar compuestos con propiedades cementantes. Suelen clasificarse como materiales puzolánicos artificiales y naturales.

Las puzolanas artificiales son subproductos industriales que pueden o no requerir un procesamiento (como secado o pulverizado) antes de ser empleadas, entre ellas destacan las siguientes:

- Ceniza volante (fly ash): Subproducto de centrales termoeléctricas que utilizan carbón pulverizado como combustible, el cual es un polvo fino constituido esencialmente de partículas esféricas.
- Microsilíce o HS (silica fume): Subproducto de la reducción del cuarzo de alta pureza con carbón en hornos de arco eléctrico para la producción de silicio o aleaciones de ferrosilicio.

- Cenizas de cáscara de arroz: Producida por la calcinación controlada de la cáscara de arroz.

En el caso de las puzolanas naturales el procesamiento generalmente requiere de un triturado, molienda y separación de tamaños, en algunos casos también puede incluir una activación térmica. Algunos ejemplos incluyen:

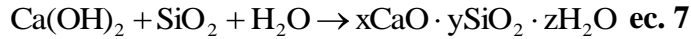
- Cenizas volcánicas: formadas por erupciones de carácter explosivo, en pequeñas partículas que son templadas a temperatura ambiente originando la formación del estado vítreo.
- Tobas volcánicas (zeolitas): Productos de la acción hidrotermal sobre las cenizas volcánicas y posterior cementación diagenética.
- Tierras de diatomeas (diatomitas): son aquellas de origen orgánico, como depósitos de caparzones silíceos de algas acuáticas microscópicas unicelulares (diatomeas).
- Arcillas activadas térmicamente: Las arcillas naturales no presentan actividad puzolánica a menos que su estructura cristalina sea destruida mediante un tratamiento térmico a temperaturas del orden de 600 a 900°C.

2.2.2.1.1.- Hidratación del cemento con materiales suplementarios de tipo puzolánico.

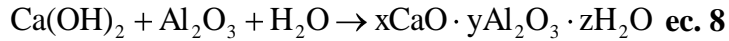
La reacción puzolánica consiste en la interacción química de los compuestos de sílice y alúmina, amorfos o débilmente cristalizados, en un medio altamente alcalino como el creado por una solución de hidróxido de calcio, generándose silicatos y/o aluminosilicatos dicálcicos y tricálcicos similares a los obtenidos en el fraguado del CP.

Esta reacción es irreversible y puede escribirse esquemáticamente siguiendo las ecuaciones de la 7 a la 10:

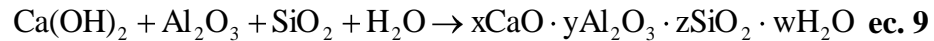
Reacción del hidróxido de calcio con sílice y agua:



Reacción del hidróxido de calcio con alúmina y agua:



Reacción química del hidróxido de calcio con alúmina, sílice y agua:



Reacción del hidróxido de calcio con cenizas volantes sulfocálcicas:



Básicamente un CP en el proceso de hidratación produce gel CSH e hidróxido de calcio; mientras que un cemento con material suplementario de tipo puzolánico hace lo mismo, sin embargo el hidróxido de calcio producto de la reacción con los silicatos, es consumido por el material puzolánico produciendo más gel CSH, fomentando una mayor resistencia mecánica a largo plazo.

La reacción puzolánica depende de aspectos como: la naturaleza del material (las fases activas, el contenido de SiO_2 , el área superficial de la puzolana y su proporción amorfa), la relación cemento/puzolana en la mezcla, la cantidad de puzolana presente en el cemento, relación agua/sólido en la mezcla, la temperatura y el tiempo de curado.

La cinética de la hidratación del cemento puede verse modificada ligera o notablemente por las características de la puzolana, incluso en las etapas iniciales de las reacciones. Tal influencia es revelada por cambios (los considerados más frecuentemente) que ocurren en: la trabajabilidad, el calor de hidratación, contenido de CH, agua no evaporable o agua combinada, nivel de hidratación de las fases del cemento y grado de reactividad de la puzolana.

2.3.- Durabilidad del concreto

El concreto es uno de los materiales de construcción más versátiles que existen en el mundo ya que si es fabricado de una manera adecuada exhibe bajo condiciones normales en servicio una buena durabilidad. De acuerdo al American Concrete Institute ACI ⁽⁵⁵⁾, la durabilidad de un concreto base cemento portland es definida como la habilidad que éste posee para resistir la acción del medio ambiente, ataque químico, abrasión y otros procesos que lo pueden deteriorar.

Cuando una estructura de concreto presenta un problema de “durabilidad” es hablar de un sistema sumamente complejo, ya que existen diversos fenómenos que pueden llegar a desencadenarlo y para su análisis es necesario contemplar la situación de exposición y condiciones de servicio, las cuales ameritan una especificación particular tanto para los materiales y diseño de mezcla, como para los aditivos, la técnica de producción y el proceso constructivo.

Otorgar a los concretos una durabilidad adecuada para su exposición en ambientes agresivos no es una tarea fácil e implica atenciones especiales durante su diseño y producción. Se estima que la industria de la construcción gasta el 40% en mantenimiento y reparación de estructuras y el 60% en nuevas instalaciones. Los daños más importantes manifestados se han mostrado en fisuras, desconchamientos, roturas parciales y disgregaciones, por mencionar algunas. Existen diversas investigaciones ^(56 - 60) en las cuales se propone que las causas bajo las cuales los concretos pierden su durabilidad pueden ser atribuidas principalmente a mecanismos físicos y químicos (véase **Figura 4**).

De acuerdo al diagrama de la **Figura 4** se puede decir que la formación de fisuras en un concreto endurecido, son originadas por acciones químicas y físicas. Respecto a las acciones químicas, podemos citar la degradación de la pasta de cemento debida al ataque de ácidos, degradación por la formación de sales expansivas como reacción árido-álcali, reacción álcali sílice, sal de Friedel, ataque por sulfatos y degradación por reacción con cationes. Respecto a las acciones físicas, podemos citar los ataques por ciclos de hielo-

deshielo, la degradación por altas velocidades de agua (erosión por abrasión, por cavitación, daños por impacto), las acciones térmicas debidas al calor del fraguado del cemento y la temperatura del medio ambiente.

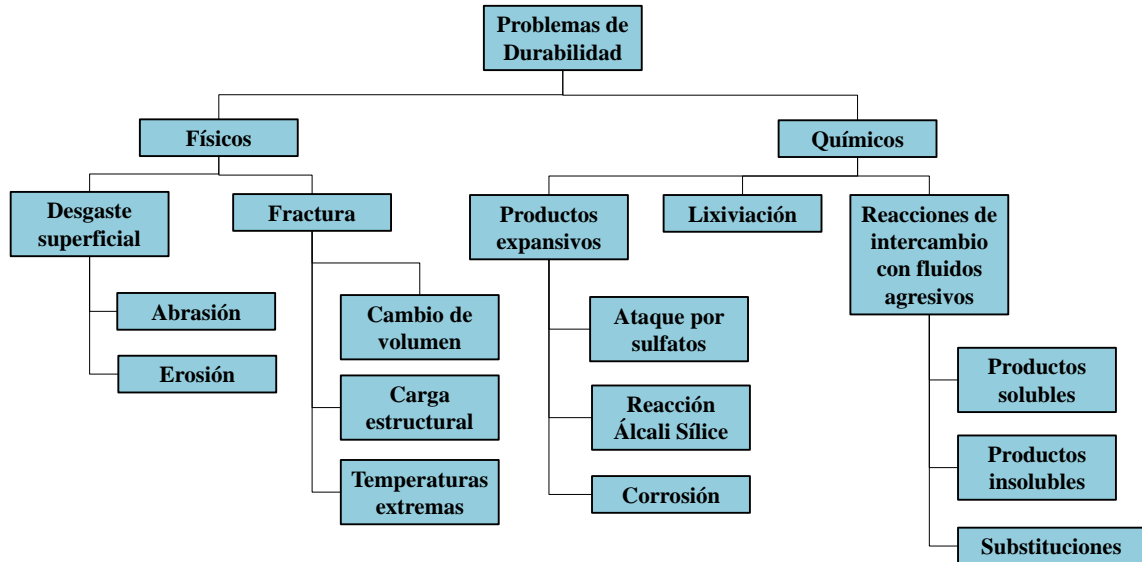


Figura 4.- Tipos de fenómenos físicos y químicos que causan deterioro en los concretos ⁽⁶¹⁾.

Además, existen otro tipo de acciones que atentan contra la durabilidad de los concretos como las acciones de origen mecánico (peso propio del concreto, sobrecargas, impactos, por mencionar algunos), las acciones de origen biológico (hongos, bacterias, líquenes, plantas y raíces), así como las deformaciones impuestas (descansos de apoyos y deformaciones reológicas).

Dentro de todas estas acciones, las relacionadas con los procesos expansivos más significativas serían las acciones de origen químico, especialmente aquellas que atacan al concreto y pueden desencadenar las siguientes patologías:

1. Formación de Sal de Friedel
2. Reacción álcali-sílice,
3. Formación tardía de etringita
4. Ataque químico inducido por CO₂ y por cloruros.

Cabe resaltar que muchos problemas de durabilidad (expansión, agrietamiento, corrosión en varillas de refuerzo) solo en E.U. producen pérdidas económicas anuales superiores a \$300,000 millones de dólares ⁽⁶²⁾ y los mecanismos mediante los cuales se suscitan son tema de gran controversia en el ámbito científico/técnico y tecnológico ^(63- 67). Estos problemas (**Figura 5**) suelen presentarse bajo diferentes patologías como los ciclos de hielo/deshielo, el ataque por sulfatos alcalinos y las sales marinas, la reacción álcali-agregado, la carbonatación ⁽⁶⁸⁾, la sal de Friedel (SF), la reacción álcali sílice (RAS) y la formación tardía de etringita (FTE). Estas patologías en algunos casos han sido contrarrestadas de manera parcial mediante la incorporación de materiales puzolánicos.

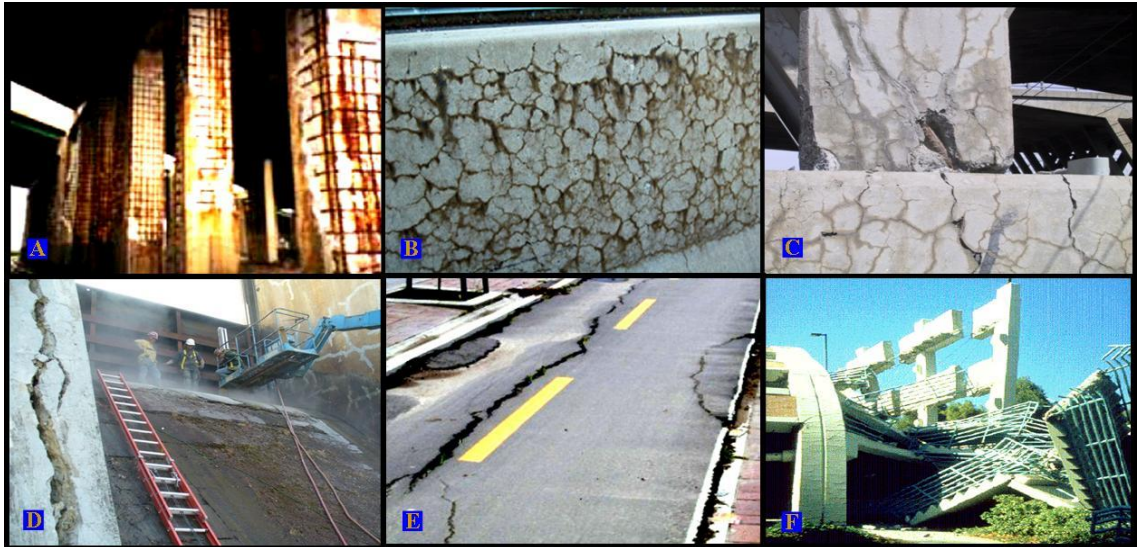
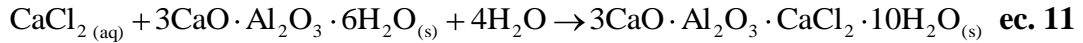


Figura 5.- Problemas de durabilidad: A) Corrosión en varillas de refuerzo, B) Formación Tardía de Etringita, C) Sal de Friedel, D), E) Reacción Álcali-Sílice y F) Carbonatación.

2.3.1.- Sal de Friedel

La sal de Friedel (SF) es un compuesto que puede ser detectado en estructuras de concretos que normalmente han sido expuestas a una fuente de cloruros provenientes de NaCl y CaCl₂ ⁽⁶⁹⁾ los cuales son normalmente empleados en carreteras (con el fin de mantenerlas libres de hielo y nieve durante el invierno) y como aceleradores de fraguado. Además, es común detectarla en estructuras de concretos que han sido expuestas en ambientes marítimos y zonas costeras.

Cuando los cloruros reaccionan con las fases del cemento, normalmente con el C₃A y C₄AF, siendo más rápida la reacción con el C₃A ⁽⁷⁰⁾, se forma el compuesto llamado monocloroaluminato de calcio hidratado o Sal de Friedel, como se muestra en la ecuación 11.



La capacidad de fijación de los cloruros por el cemento depende de la naturaleza y composición química que éste tenga, así como de la cantidad de C₃A, C₄AF, sal empleada, relación agua cemento y tiempo de curado empleado.

La SF también es conocida como hidrocalumnita, puede ser detectada mediante DRX (reflexión principal a 11.33° 2θ) y por MEB puede identificarse gracias a su morfología característica de platos hexagonales entrelazados ⁽⁷¹⁾. Suryavanshi y col. ⁽⁷²⁾ referenciado por Lannegrand ⁽⁷³⁾ sugieren que los iones de Cl⁻ libres se enlazan simultáneamente con los aluminatos del cemento mediante dos mecanismos diferentes. Una fracción de los iones libres de cloruro se enlazaría liberando una cantidad equivalente en moles de iones OH⁻ dentro de la solución de poros, mientras que la mayoría de los iones libres de cloruro se enlazarían sin que ocurra una liberación de iones OH⁻ hacia la misma.

2.3.2.- Reacción álcali- sílice

La reacción álcali-sílice (RAS) se produce cuando ciertos agregados de tipo silíceos de estructura amorfa, desordenada o de escasa cristalinidad, reaccionan con los hidróxidos alcalinos de la solución de poros del concreto a pH elevados, formando un gel higroscópico que es ávido por el agua y se expande en presencia de Ca²⁺ ⁽⁷⁴⁾. Para que se lleve a cabo son necesarios los siguientes factores ⁽⁷⁵⁾:

- Alta concentración de álcalis (provenientes del cemento, adiciones y/o aditivos químicos como sales de deshielo).
- Agregados con alta concentración de sílice reactiva (amorfa).

- Agua en abundancia.

El mecanismo de expansión por gel de RAS puede ser simplificado en 2 pasos principales (ver **Figura 6**):

1. Sílice reactiva + Álcalis en la solución de poros → Gel de RAS
2. Gel de RAS + Humedad → Expansión

Cuando el CP es mezclado con agua, los álcalis contenidos en éste (Na_2O y K_2O) se disuelven formando Na^+ , K^+ , OH^- . Como estos iones no se incorporan de manera total en los productos de hidratación, consecuentemente se acumulan en la solución de los poros de la matriz cementante y el ion hidroxilo al estar en contacto con un material de tipo silíceo, propicia la reacción con éste ⁽⁷⁷⁾. El pH resultante de la hidratación es básico de alrededor de 12.5 ⁽⁷⁸⁾.

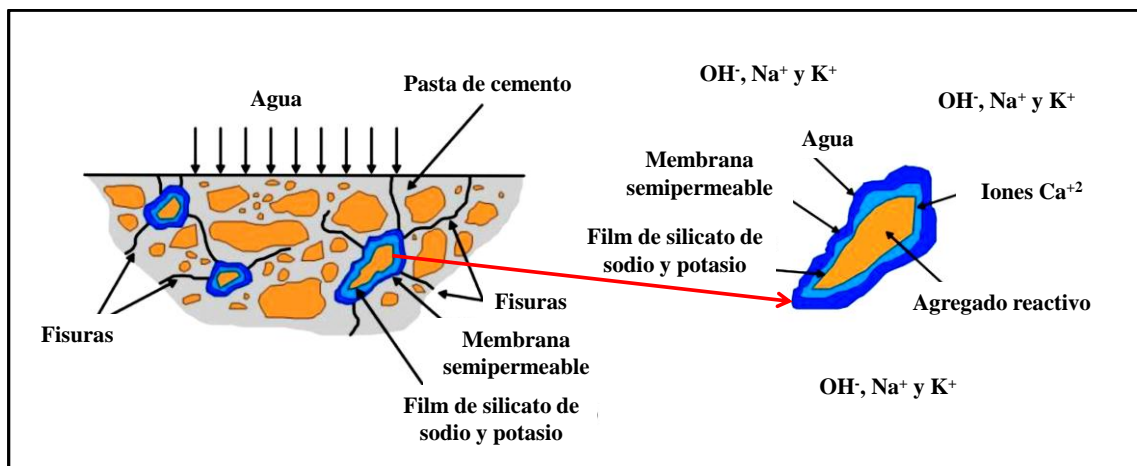
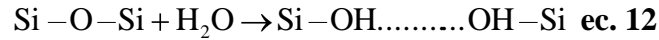
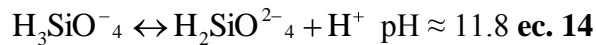
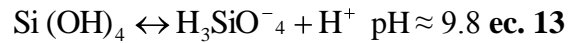


Figura 6.- Representación esquemática del fenómeno de RAS ⁽⁷⁶⁾.

Los iones OH^- atacan la sílice; la sílice altamente cristalina es vulnerable sólo superficialmente, sin embargo, la sílice amorfa se vuelve vulnerable en su totalidad. La RAS puede considerarse un proceso de multietapas ⁽⁷⁹⁾, el cual inicia con la disolución de las partículas de sílice reactiva. Cada átomo de Si está conectado a la red por 4 enlaces siloxano, los cuales son rotos por los iones OH^- . Los enlaces tipo siloxano son rotos y remplazados por enlaces silanol de acuerdo a la ec. 12 ⁽⁸⁰⁾:



El rompimiento de los enlaces está en función del pH de la solución circundante, produciendo especies diferentes al monómero descrito ⁽⁸¹⁾. La proporción de cada uno está en función de la concentración de iones hidroxilo en la solución y de la respectiva constante de equilibrio ⁽⁸²⁾, como se puede observar en las ecuaciones 13 y 14.



Estas especies cargadas negativamente, $\text{H}_2\text{SiO}_4^{2-}$ ó $\text{H}_3\text{SiO}_4^{1-}$, atraen a los cationes presentes en la solución de los poros, como Na^{1+} , K^{1+} y Ca^{2+} de manera que son incorporados al gel para balancear la carga negativa, determinando las propiedades del gel. Si existe gran cantidad de Ca^{2+} se formará gel C-S-H de manera similar a las de la reacción puzolánica; sin embargo, si existe mayor cantidad de Na^{1+} y K^{1+} se forma un gel más viscoso, el cual absorbe agua adicional de manera indefinida, lo que causa expansión y consecuentemente agrietamiento ⁽⁸³⁾.

El gel puede formarse en condiciones secas pero necesita de agua para expandir y provocar daño ⁽⁸⁴⁾. Giovanbattista et al. ⁽⁸⁵⁾, explican que se puede formar un complejo sólido (de calcio, álcalis y sílice), sin capacidad de expansión o un complejo también sólido, que al absorber agua puede expandirse; la formación de uno u otro depende de la concentración relativa de álcali y de hidróxido de calcio y de la superficie del material reactivo.

En algunas investigaciones se ha encontrado que aglomerados de microsílíce (mayores a $100\mu\text{m}$) causan RAS ^(86, 87). Por otro lado, es relevante mencionar que el área superficial encontrada en aglomerados de microsílíce difiere mucho con respecto a la encontrada en agregados reactivos ⁽⁸⁸⁾, por lo que el efecto de la RAS no ha resultado ser el mismo, ni se presenta en tiempos de curado similares debido a que los materiales pueden presentar grandes diferencias en el área superficial y por tanto en su reactividad.

2.3.3.- Formación tardía de etringita

La etringita (AFt) es una fase que se forma alrededor de los granos de C_3A en presencia de agua y yeso durante las primeras horas del proceso de hidratación de los materiales cementantes a cualquier temperatura de fraguado empleada ⁽⁵²⁾. Sin embargo su aparición puede ser suprimida de una manera total o parcial si es sometida a periodos de curado que sobrepasen los 60 o 70°C, originando la formación inicial de monosulfoaluminato (AFm) liberando iones sulfato a la solución de poros ^(89 - 93). Este proceso es reversible si el concreto es colocado en un ambiente en el cual exista la humedad suficiente para que la etringita se desarrolle. Se ha reportado que puede durar desde días hasta años y es acompañado de un deterioro de carácter expansivo en la matriz cementante de los concretos ⁽⁹⁴⁾.

El término de “formación tardía de etringita” (FTE) se ha otorgado a la etringita cuando ésta ha sido formada en la matriz cementante tras un proceso de endurecimiento de la pasta de cemento. Su detección ha sido observada en estructuras que presentaron daños identificados en forma de mapa de grietas y con una pérdida de resistencia mecánica ⁽⁹⁵⁾.

Un gran número de experimentos han mostrado que pastas, morteros y concretos expuestos a bajas y altas temperaturas han exhibido fenómenos de expansión y agrietamiento ^(96 - 99).

Ambas etringitas, AFt y FTE, pueden ser detectadas mediante DRX (reflexión principal a $11^\circ 2\theta$). También puede identificarse en la microestructura de morteros o concretos mediante MEB ya que la etringita presenta una morfología característica de agujas delgadas las cuales tienen una sección transversal de forma hexagonal prismática ^(100 - 103).

Cabe señalar que es común detectar la etringita alrededor de los agregados, en cualquier cavidad o en los poros de la matriz cementante que generalmente se detectan por la

fractura propiciada en estos ⁽¹⁰⁴⁾. La FTE puede ser favorecida bajo las siguientes condiciones ⁽¹⁰⁵⁾:

1. Exposición de los concretos en ambientes donde exista una fuente de sulfatos.
2. Utilización de materiales cementantes o agua con altas concentraciones de sulfatos.
3. Uso de temperaturas de fraguado y curado altas, por encima de los 60°C ⁽¹⁰⁶⁾.
4. Presencia de microgrietas.
5. Fuente externa de agua.

2.3.4.- Corrosión en aceros inducida por cloruros y CO₂

El concreto sirve al acero embebido en él, como una barrera física que lo separa del medio circundante para el ataque de sus agresivos, además le sirve de protección química debido a que durante los procesos de hidratación del cemento es producida una gran cantidad de hidróxido de calcio que le otorga a la solución de poros del concreto, una alta alcalinidad (pH de 12.5 a 13.5 ⁽¹⁰⁷⁾), incluso superior ^(24, 108). Como consecuencia se propicia la formación de una capa pasiva de óxidos (de espesor entre 5 y 10 nm) sobre la superficie del acero embebido en el concreto, que lo protege contra la corrosión electroquímica por tiempo indefinido mientras la alcalinidad no cambie.

Otros compuestos que aportan alcalinidad a la solución de poros en menor grado son los álcalis provenientes del clinker, agregados y aditivos (en esta investigación la nanosílice geotérmica). Estos álcalis pueden formar hidróxido de potasio (KOH) e hidróxido de sodio (NaOH) contribuyendo a la alcalinidad para mantener el estado de pasividad del acero.

Algunos agentes que pueden llegar a eliminar el estado pasivo en el que se encuentra el acero embebido en un concreto son la humedad, sulfatos, O₂, CO₂ y Cl⁻. Cabe señalar que varios de ellos pueden coexistir y además ser ayudados por el fisuramiento,

porosidad y saturación o no saturación de la solución de poros, logrando así su paso a través del concreto para llegar al acero y causar la despasivación ⁽¹⁰⁹⁾.

Esto genera una capa de óxidos en el perímetro de la barra de acero como productos de una corrosión localizada o general, la cual es aproximadamente cinco veces mayor que el volumen del hierro. Esto causa una reducción en la adherencia e induce la formación de agrietamientos y desprendimientos de trozos de concreto comprometiendo la integridad estructural. Existen 2 mecanismos principales mediante los cuales el estado pasivo del acero puede perderse: penetración de cloruros ⁽¹¹⁰⁾ y la pérdida de alcalinidad en el concreto ya sea por lixiviación o penetración de CO₂ ⁽¹¹¹⁾.

2.3.4.1.- Corrosión en el acero inducida por cloruros

Este tipo de corrosión puede generarse mediante la penetración de cloruros en el concreto armado cuando es expuesto a zonas costeras, sales de deshielo, contaminación en los agregados del concreto (uso de arenas marinas), uso de agua salobre durante el proceso de mezclado y curado de las estructuras de concreto, altas concentraciones de cloruros en el cemento, aditivos a base de cloruros (acelerantes de fraguado o reductores de agua) o en cualquiera de las materias primas empleadas en la elaboración de los concretos ^(112 - 113). En las zonas costeras el mecanismo de penetración de cloruros suele ser más rápido debido a los ciclos de humectación y secado que frecuentemente experimentan las estructuras ⁽¹¹⁴⁾. Algunos ejemplos de este mecanismo de corrosión se presentan en **Figura 7**.



Figura 7.- Ejemplos de corrosión

En el caso de los cloruros adicionados durante el mezclado del concreto, los códigos de su fabricación limitan su contenido tal como se muestra en la **Tabla 6**. Las divergencias en las cantidades máximas de cloruros admitidas por los distintos códigos aparecen debido a la inexistencia de un límite único de aplicación general.

Los cloruros pueden estar presentes en el concreto de tres maneras: enlazados y adsorbidos en los productos de reacción y disueltos en la solución de poros. De las 3 formas en la que los cloruros resulta ser más dañina para el acero de refuerzo, es en la que se hallan disueltos o libres en la solución de poros, pero debido a los equilibrios termodinámicos es posible que los que están adsorbidos se incorporen a la solución de poros y se vuelvan peligrosos, con variaciones en la humedad y temperatura.

Cuando se utiliza agua de mezclado con cloruros, cierta cantidad reacciona con los compuestos hidratados del concreto para formar las sales de Friedel o incorporarse al CSH, otra cantidad se adsorbe en la superficie de las paredes de los poros y en el CH y sólo una parte queda disuelta. Esta distribución depende del tipo y la cantidad de cemento con que se dosifique al concreto ⁽¹¹⁶⁾. En el caso de una fuente externa de iones cloruro, el acceso es a través de los poros del concreto y el medio de exposición es determinante para el ingreso de los cloruros, sin embargo, la forma en la que pueden ser encontrados es esencialmente la misma que cuando se incorporan durante su fabricación.

Tabla 6.- Valor crítico de cloruros en concretos reforzados ⁽¹¹⁵⁾.

País	Norma	Límite máximo de Cl ⁻	Referido a
USA	ACI 318	≤ a 0.15 % en ambiente de Cl ⁻	Cemento
USA	ACI 318	≤ a 0.3 % en ambiente normal	Cemento
USA	ACI 318	≤ a 0.1 % en ambiente seco	Cemento
Inglaterra	CP-110	≤ a 0.35 % al menos en un 95%	Cemento
Australia	AS 3600	≤ a 0.22 %	Cemento
Noruega	NS 3472	≤ a 0.6 %	Cemento
España	EH 91	≤ a 0.4 %	Cemento
Europa	EUROCODIGO 2	≤ a 0.22 %	Cemento
Japón	JSCE-SP 2	≤ a 0.6 kg/m ³ %	Concreto
Brasil	NBR 6118	≤ a 0.05 %	Agua
México	NMX-C-403-ONNCCE 99	0.08 - 0.15	Cemento

La proporción de cloruros libres (en la solución de poros) y cloruros combinados no es constante ya que está influida por la finura del cemento, su contenido en yeso, la temperatura durante el fraguado y la humedad de los poros del concreto, la solubilidad del CH, la alcalinidad de la solución de los poros, los materiales cementantes suplementarios que se utilicen, entre otras cosas.

Los cloruros causan el rompimiento de la condición pasiva normal del acero en concreto y da como resultado ataques puntuales (picaduras, las cuales son autocatalíticas ya que generan las condiciones necesarias y suficientes para su continuo crecimiento ⁽¹¹⁷⁾, en espacios de tiempo relativamente cortos ^(118 - 119). Aún y cuando el concreto se encuentre en estado alcalino, los cloruros atacan y van destruyendo la capa pasiva acelerando el proceso de corrosión del acero.

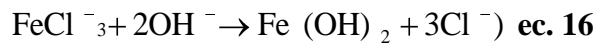
Los cloruros atacan al acero formando FeCl_2 (cloruro ferroso) y en una reacción secundaria se forma hidróxido ferroso, $\text{Fe}(\text{OH})_2$, dejando al ion Cl^- libre, que atacará nuevamente al acero ⁽¹²⁰⁾. En el ánodo se produce ácido debido a que los cloruros favorecen la hidrólisis del Fe en agua para formar H^+ y Cl^- libre. Esto disminuye el pH local y los cloruros permanecen en el medio para seguir interviniendo en el proceso de corrosión agravando el problema. De esta manera, se forman distintos óxidos en función de la concentración de oxígeno y de la humedad presente; en estas condiciones se produce la corrosión generalizada resultando finalmente en el agrietamiento y astillamiento del concreto producido por los óxidos, producto de la corrosión que ocupan de 2 a 14 veces el volumen original de los óxidos pasivantes.

Uno de los mecanismos que explican el proceso de corrosión que es seguido cuando los cloruros atacan al acero de refuerzo es mostrado en la **Figura 8** y se describe a continuación:

Los cloruros libres contenidos en la solución de poros, forman compuestos solubles con los iones de hierro mediante la siguiente reacción:



Posteriormente los compuestos de cloruro férrico formados, son alejados del ánodo, en busca de un pH alto y oxígeno disuelto, por tal razón los compuestos son disociados de manera que el hidróxido de hierro es precipitado y libera a los cloruros mediante la siguiente reacción ⁽¹²¹⁾:



En esta reacción los cloruros no se agotan, por tal razón el proceso de formación de óxidos o hidróxidos para la combinación de hierro con el oxígeno continua, desarrollándose de esta manera picaduras más profundas en lugar de que las reacciones sean propagadas a lo largo del acero ⁽¹²³⁾.

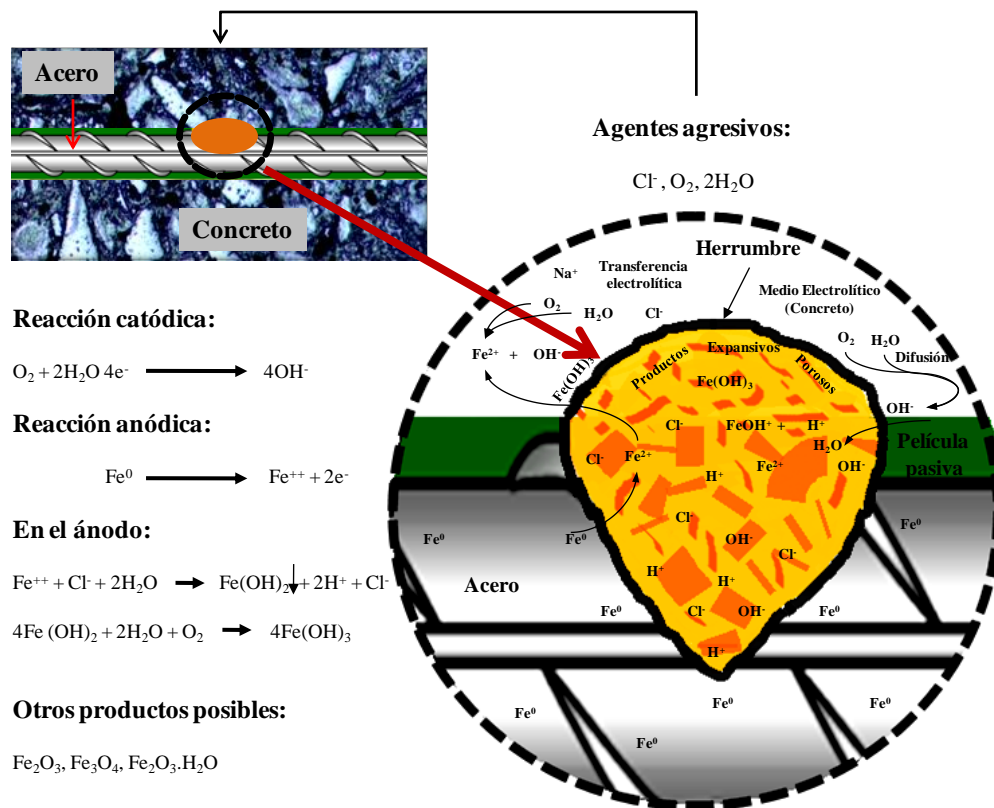


Figura 8.- Proceso de oxidación del acero embebido en el concreto ⁽¹²²⁾.

A la cantidad de cloruros presentes en la superficie del acero capaces de iniciar la corrosión del acero de refuerzo se le conoce como umbral de cloruros que pueden iniciar la corrosión; para la cual, se ha estimado una concentración de 710 ppm (para un pH=12.5). Algunos autores indican un valor umbral de concentración de 1.24 - 3.08 de cloruros totales por peso de cemento ⁽¹²⁴⁾. Por arriba de esta concentración la película protectora fallará irremediablemente. Se considera un valor de 0.28% como el límite máximo de cloruros totales permisible para las estructuras de concreto reforzado ^(125 - 126) expuestas en zonas agresivas o costeras.

Una vez que la corrosión se ha desencadenado, ésta se manifestará bajo tres vertientes:

- 1) Sobre el acero, con una disminución de su diámetro inicial y por lo tanto de su capacidad mecánica.
- 2) Sobre el concreto, debido a que al generarse una acumulación de óxidos expansivos en la interface acero-concreto provoca fisuras y desprendimientos.
- 3) Sobre la adherencia acero/concreto.

2.3.4.2.- Corrosión inducida por CO₂ (carbonatación)

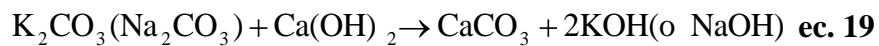
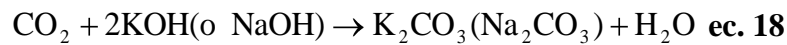
El fenómeno de corrosión debido al fenómeno de carbonatación (**Figura 9**) ocurre cuando los óxidos del medio ambiente (CO₂, SO₂, NO₂), principalmente el dióxido de carbono, penetran a través de la red de poros capilares del concreto y reaccionan con los hidróxidos (Ca(OH)₂, NaOH y KOH) que se encuentran disueltos en la solución de poros e incluso llegan a reaccionar con los productos de reacción del cemento ⁽¹²⁷⁾.

Conforme se suscita la reacción de carbonatación, el pH tiende a disminuir provocando una reacción lenta de neutralización ⁽¹²⁸⁾, la cual puede ser caracterizada y evaluada mediante indicadores de pH como la fenolftaleína ⁽¹²⁹⁾. Esto ocasiona que el ambiente propicio para la estabilidad termodinámica del acero de refuerzo sea modificado y la protección química (capa pasiva) que el concreto le confiere al acero desaparezca y

consecuentemente se desarrolle el fenómeno de corrosión. Las reacciones químicas con las cuales se puede explicar el fenómeno de carbonatación son las siguientes:



En dicha ecuación, el CO_2 reacciona con el hidróxido de calcio (pH 12.5) para formar carbonato de calcio ^(131 - 132) (de pH menos alcalino que la portlandita ⁽¹¹⁴⁾). Además, el CO_2 puede reaccionar con los hidróxidos alcalinos (KOH y NaOH), tal como se expresa en las siguientes ecuaciones:



Es entonces cuando el pH de la solución de poros tiende a descender, considerándose un pH menor a 11 para que el proceso de carbonatación inicie ^(133 - 134) a niveles que oscilan entre 8 y 9 ⁽¹³⁴⁾, provocando en el acero de refuerzo una corrosión generalizada.

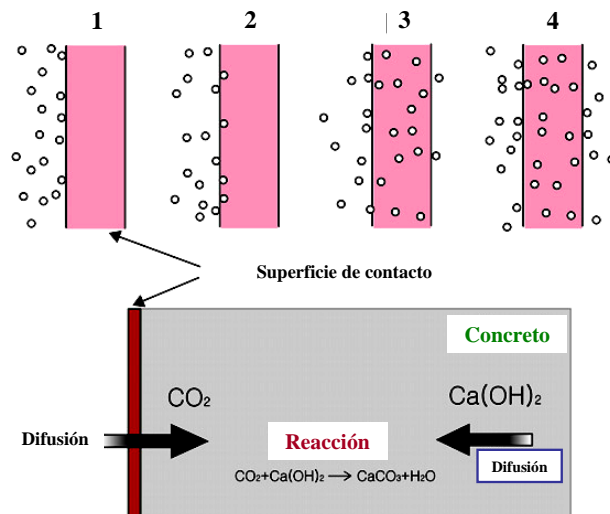


Figura 9.- Fenómeno de carbonatación en el concreto: 1) contacto del CO_2 con la superficie, 2) disolución, 3 y 4) formación de compuestos ⁽¹³⁰⁾.

Algunos autores ^(135 - 136) reportan que para que un fenómeno de carbonatación sea rápido, el intervalo en el que debe estar concentrada la humedad relativa es de 50-70% ya que cuando existe menos concentración de humedad en el ambiente, hay poca cantidad de agua en la solución de poros, indispensable para que el CO_2 se disuelva en ella; de igual manera cuando los poros están completamente saturados ($\text{HR} > 70\%$), se impide la permeabilidad del CO_2 al concreto y por ende el fenómeno de carbonatación no ocurre (**Figura 10**).

Las condiciones atmosféricas (humedad, presión y temperatura), concentración de dióxido de carbono (CO_2 estimado en un 0.03% ⁽¹³⁶⁾ en volumen en el aire) tipo y cantidad de cemento, y porosidad presente en los materiales cementantes, son factores que fomentan la agresividad con la que los concretos pueden presentar el fenómeno de carbonatación, catalogado hoy en día como la segunda causa de corrosión a la que se enfrentan las estructuras de concreto reforzadas.

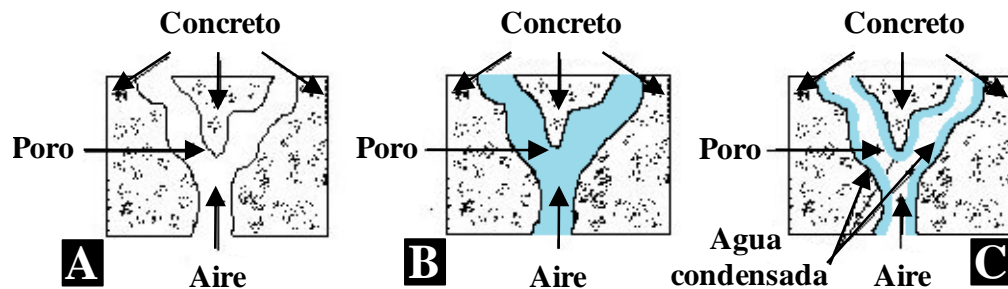


Figura 10.- Concentración de humedad en los poros: A) Seco, B) Saturado y C) Semisaturado.

2.4.- Utilización de Residuo Nanosílice Geotérmica como material suplementario

A pesar de que se han reportado una gran diversidad de investigaciones relacionadas con el uso de materiales puzolánicos en las últimas cinco décadas, existe poca literatura reportada sobre la utilización de residuos generados por plantas geotérmicas. Las plantas geotérmicas son utilizadas para producir electricidad bajo un procedimiento competitivo ya que en comparación con otras fuentes alternas como petróleo, gas natural y carbón resultan ser más eficientes y menos costosas. Aunque la energía

generada a través de la geotermia se puede originar de distintas formas no del todo dilucidadas, los gradientes térmicos y de presión que tienen lugar al ser transportado el vapor desde el interior de la corteza terrestre hasta la superficie son características comunes en todas las formas de generación de energía geotérmica. Los vapores son producidos en manantiales térmicos y/o fumarolas que se localizan a 8-10 km de profundidad sobre el nivel del mar, donde la temperatura oscila alrededor de los 300°C. El vapor al circular hacia la superficie se enfría a 100°C aproximadamente y el calor cedido en este proceso es empleado para mover las turbinas que generan energía eléctrica.

De acuerdo a la **Figura 11**, la producción mundial de energía eléctrica a través de plantas geotérmicas es cercana a los 10 GW ⁽¹³⁷⁾, de los cuales la industria geotérmica mexicana producen más de 953 MW, ocupando el 4° lugar a nivel mundial en producción a través de estas fuentes de energía. Tan solo en el campo geotérmico de la planta Cerro Prieto, ubicada en Baja California, México se producen 653 MW.

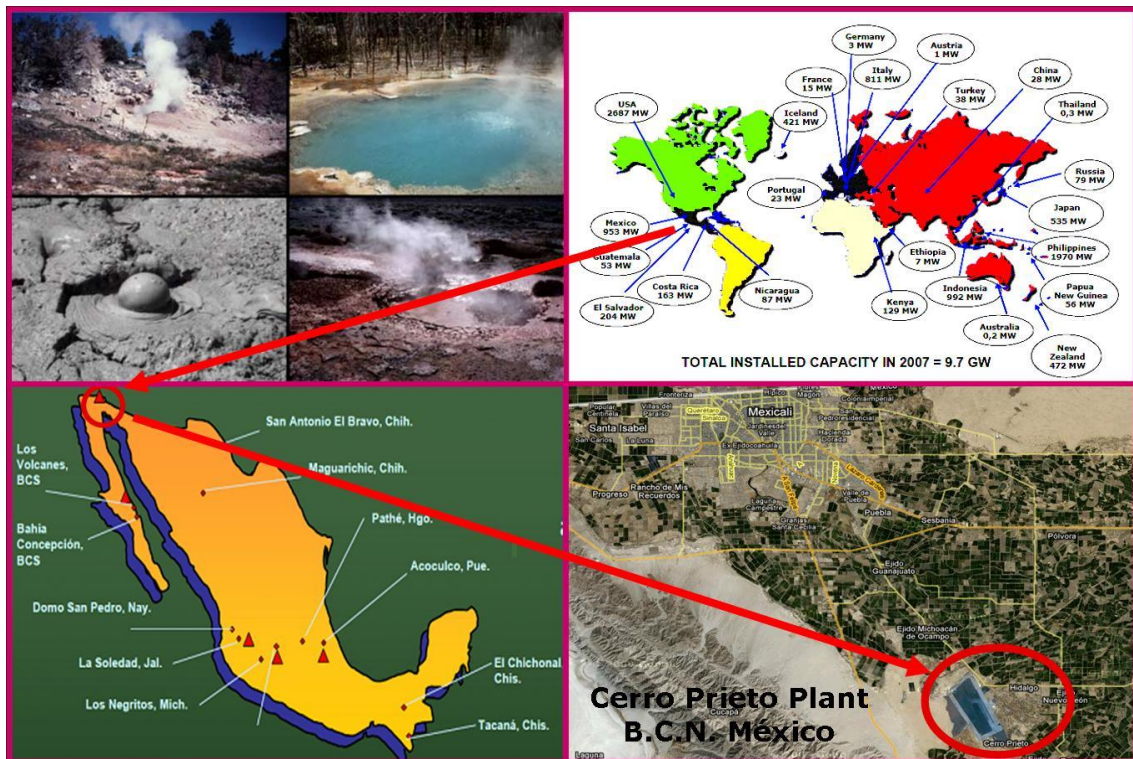


Figura 11.- Producción electricidad mediante plantas geotérmicas.

Debido al gradiente térmico el transporte del vapor a través de los ductos da lugar a la precipitación de sílice en forma de polvo blanco, con diversas impurezas entre las que destacan los cloruros de sodio y potasio. Este residuo es depositado en la superficie interior de los tubos y se endurece con el tiempo haciendo difícil su eliminación, disminuyendo el rendimiento de aprovechamiento del vapor y/o fluido caliente (salmuera residual).

Para mantener el alto rendimiento se hace necesario sustituir las tuberías periódicamente o eliminar anualmente la capa de polvo precipitada ⁽¹³⁸⁾. La salmuera residual, después de la evaporación, es reducida a 5600 ton/h y se coloca en una gran superficie de evaporación que cubre un área de 18.6 km² ⁽¹³⁹⁾, tal y como puede apreciarse en la **Figura 12**. Algunas investigaciones, han reportado la composición típica de la salmuera de acuerdo a los resultados mostrados en la **Tabla 7**. El volumen de residuos generados se desconoce, sin embargo, ya que esta planta opera desde 1973, probablemente existan más de medio millón de toneladas aproximadamente ⁽²¹⁾. En esta investigación éste residuo es llamado Residuo de nanosílice geotérmica “NSG”, y de acuerdo a datos proporcionados por CFE, recientemente la generación de este residuo puede estimarse en más de 70 mil toneladas anuales ⁽¹⁴⁰⁾.



Figura 12.- Campo geotérmico de Cerro Prieto, Baja California Norte, México.

Tabla 7.- Composición química de una salmuera típica de la planta Cerro Prieto ⁽¹⁴¹⁾.

Componente	Na	K	Mg	Ca	Cl ⁻	SO ₄	SiO ₂	HCO ₃
PPM	6429	1176	18.6	347	11735	15	1133	303

La generación del NSG por parte de las plantas de producción de electricidad de tipo geotermoeléctrica es una de las mayores desventajas que presentan estas plantas lo cual impide la proliferación de éstas en muchas partes del mundo ⁽¹⁴³⁾. Se estima que más del 80% de las plantas existentes presentan estas dificultades. A pesar de ello, en el mundo actual, la producción de energía eléctrica a través de plantas geotérmicas está en aumento por las ventajas económicas y ecológicas que representa su uso en comparación con otras fuentes de generación eléctrica ⁽¹⁴⁴⁾.

Tabla 8.- Producción mundial de electricidad mediante plantas geotermoeléctricas ⁽¹⁴²⁾.

País	Capacidad Instalada (MW)	En operación (MW)	Energía generada (GWh)
E.U.	2, 687	1, 935	16, 951
Filipinas	1, 970	1, 856	16, 255
Indonesia	992	992	8, 688
México	953	953	8, 348
Italia	811	711	6, 228
Japón	535	530	4, 645
Irlanda	421	421	3, 687
Nueva Zelanda	472	373	3,268
El Salvador	204	189	1, 656
Costa Rica	163	163	1,424
Kenya	129	129	1, 128
Rusia	79	79	692
Nueva Guinea	56	56	491
Nicaragua	87.4	52.5	460
Guatemala	53	49	429
Turquía	38	29.5	258
Portugal	23	23	201
China	27.8	18.9	166
Francia	14.7	14.7	129
Alemania	8.4	8.4	74
Etiopía	7.3	7.3	64
Miselaños	1.6	1.1	9.6
Total	9, 732	8, 590	75, 251

De acuerdo con los valores mostrados en la **Tabla 8** se puede estimar una producción anual de NSG mayor a un millón de toneladas a nivel mundial. Si se llegara a encontrar la viabilidad sostenible de la utilización del NSG como material alternativo al cemento, esto traería beneficios a la industria del cemento en 1 millón de toneladas de emisiones de CO₂ que no se emitirían a la atmósfera. En caso de que el NSG se empleara como un material de reemplazo de CP en la producción de concretos, tan solo empleando un 10% de sustitución, se producirían ~90,000,000 de toneladas de concreto. Por tanto es de relevancia internacional encontrarle una aplicación.

2.4.1.- Aplicaciones actuales del NSG.

El residuo de nanosílice geotérmica es un material que está constituido por partículas nanométricas (~10-50nm) de sílice amorfa en más de 90% en peso y cantidades considerables de cloruros de sodio y potasio, la **Figura 13** muestra el análisis de éste residuo vía MET^(145, 146). En la actualidad existe muy poca literatura reportada sobre su utilización como material de reemplazo del cemento portland, sin embargo, ha sido objeto de estudio como material secundario en la producción de vidrio, vitrocerámicos y refractarios⁽²²⁾, también existen algunos estudios de propiedades mecánicas y térmicas efectuadas en ladrillos elaborados con el uso de NSG⁽¹³⁹⁾. Por otro lado, existen materiales similares al NSG (proveniente de la Planta de Cerro Prieto) los cuales son generados también en mantos geotérmicos, tal es el caso de los residuos generados en Nueva Zelanda⁽¹⁴⁷⁾. Estos residuos han sido utilizados en algunas investigaciones en las que se les ha dado el nombre de “Geosilica”, residuo que hoy en día es comercializado con el nombre de “Microsilica 600”. Este producto contiene cerca del 90% de SiO₂ amorfa y menos del 10% de sílice cristalina, se caracteriza por no contener cloruros y su tamaño de partícula medio, previo una molienda, es de 2 micras. Se ha utilizado en la fabricación de concretos y ha presentado un comportamiento muy similar al de humo de sílice, en ensayos como resistencia a la compresión, difusión de cloruros, resistividad, reacción álcali sílice y resistencia a ataque por sulfatos.

Basados en los buenos beneficios que se ha obtenido con el desecho geotérmico “Geosilica” de Nueva Zelanda, se espera que también estos beneficios puedan obtenerse con el uso del NSG de Cerro Prieto, México, ya que este último contiene únicamente sílice amorfa, además de que posee tamaños de partícula nanométricos. A la fecha, no existen estudios relacionados con la aplicación del NSG en la fabricación de concretos, sin embargo, ha sido utilizado en la elaboración de morteros ⁽²³⁾, pastas y geopolímeros investigados en la UANL-FIME ^(24 - 26).

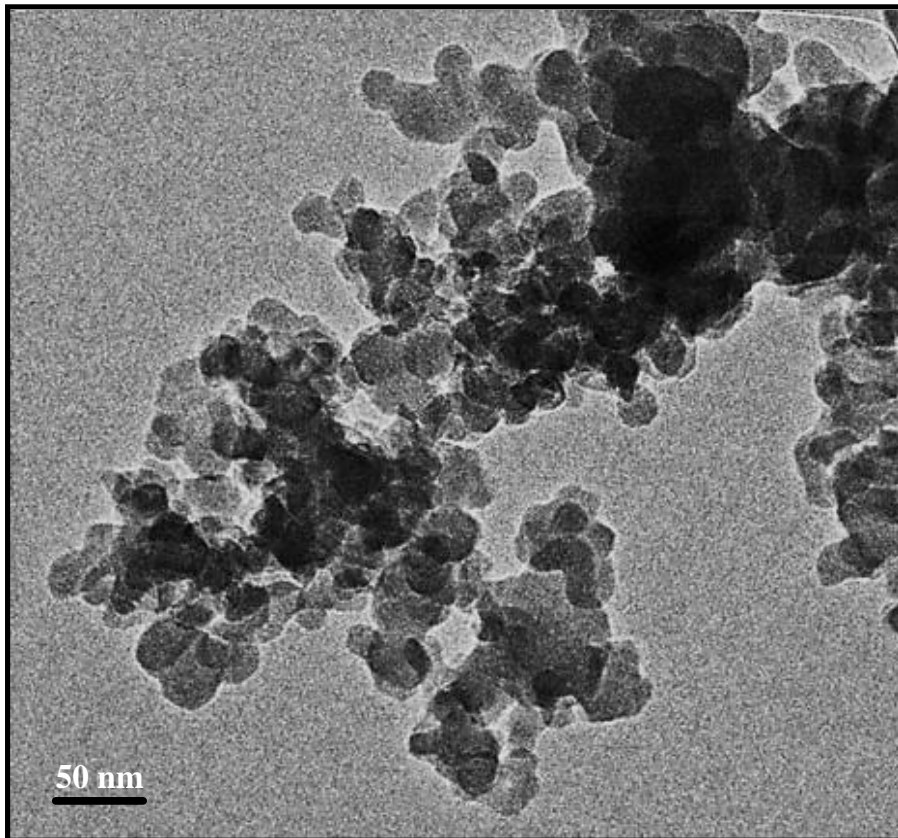


Figura 13.- Análisis del NSG vía Microscopía Electrónica de Transmisión (MET).

De acuerdo a investigaciones previas realizadas por Gómez-Zamorano y cols ^(148- 150) y posteriormente por el grupo de cementos UANL-FIME que está bajo su dirección, las pastas elaboradas a base de cemento portland y reemplazadas parcialmente con residuo de NSG exhibieron un incremento en sus propiedades mecánicas conforme se incorporaba dicho material. En presencia de NSG, las pastas de cemento incrementaron su resistencia a la compresión en relación con el cemento puro; esto se observó en

concordancia con una reducción en la porosidad de las microestructuras. El NSG mostró actividad puzolánica, más intensa a mayores temperaturas de curado y mayores niveles de sustitución, disminuyendo la cantidad de CH producido por el CP. Además, la hidratación de las diferentes fases del clinker fue acelerada por el desecho geotérmico.

En general, la actividad puzolánica y la mejora en la hidratación del cemento, incrementó las cantidades de gel C-S-H en todos los cementos sustituidos, que junto con el efecto de microllenado, resultó en una matriz de productos de hidratación más compacta. La composición del gel C-S-H en la pasta de cemento hidratado se modificó en presencia del NSG, indicando una interacción entre éste y el CP.

La investigación permitió explorar aspectos científicos de la participación del NSG en el medio químico generado por las reacciones de hidratación del cemento portland. De manera general, los resultados indicaron que el NSG es un material promisorio como reemplazo del cemento portland y podrá potencialmente proporcionar beneficios similares a los obtenidos por humo de sílice, éste último es comúnmente empleado en cemento portland, a niveles de adición no mayores de 10-15%.

Adicionalmente, fueron detectados fenómenos de expansión y agrietamiento, los cuales en otras investigaciones se han encontrado de manera aislada cuando se usa humo de sílice y han sido atribuidos a la presencia de RAS (ocasionada por las altas concentraciones de álcalis provenientes del cemento y aditivos, en conjunto con aglomerados de partículas de sílice en gran tamaño) y FTE.

De acuerdo a los análisis microestructurales realizados en pastas reemplazadas con 15 y 20% NSG, se corroboró la presencia de RAS, lo que se vio reflejado en la obtención de baja resistencia mecánica, así como la aparición de FTE en algunas pastas curadas a altas temperaturas^(151 - 155).

Por tales razones, la presente investigación tuvo como reto estudiar ampliamente los efectos que provoca la incorporación de NSG, sobre las propiedades mecánicas, fisicoquímicas y la durabilidad, en morteros y concretos curados en diversos ambientes de humedad y temperatura, con el fin de dilucidar y lograr un mejor entendimiento sobre los fenómenos de deterioro mostrados con el uso de NSG, y los mecanismos de formación bajo los cuales se llevan a cabo; y a su vez incursionar en las nuevas tendencias en cuanto al desarrollo y mejoramiento de materiales alternos al cemento, buscando con ello la preservación del medio ambiente.

CAPÍTULO III

HIPÓTESIS

1. Para que sea viable la producción de morteros y concretos en condiciones que favorezcan a la reducción de las problemáticas ambientales, es necesario sustituir parte cemento Pórtland por residuo de nanosílice geotérmica (NSG), de manera que dicha sustitución contribuirá en la igualación o mejoramiento de las propiedades mecánicas, fisicoquímicas y de durabilidad de los morteros y concretos elaborados.
2. Se mejorarán las propiedades mecánicas de morteros y concretos que contengan bajos niveles de reemplazo de NSG en comparación a cuando se utiliza 100% de cemento portland convencional.
3. Altos niveles de reemplazo de NSG por cemento portland repercutirán en las propiedades físicas y de durabilidad de los morteros y concretos adicionados.
4. Altos niveles de concentración de cloruros de sodio y potasio en las mezclas, desencadenarán patologías no deseables en materiales cementantes endurecidos (RAS, SF, FTE, agrietamiento extensivo y corrosión por picaduras).
5. Para que la reacción álcali-sílice sea originada en aglomerados de NSG, el tamaño de éstos no necesariamente tiene que ser mayor a las 100 micras, cuyo valor es reportado por muchos autores.
6. La formación de sal de Friedel precede al gel de reacción álcali sílice, el cual precede a la formación tardía de etringita.

7. Para que sea generada la formación tardía de etringita, no es necesario someter los morteros y concretos a temperaturas de curado altas (superiores a 60°C), sino que se puede presentar a temperaturas de curado bajas (10 y 20°C).
8. El uso de NSG como sustituto parcial de cemento en la elaboración de morteros y concretos, igualará o mejorará las propiedades obtenidas respecto al uso de humo de sílice en los mismos porcentajes de sustitución de cemento.

OBJETIVO GENERAL

Evaluar las propiedades mecánicas, fisicoquímicas, y de durabilidad, en morteros y concretos en los cuales el cemento portland compuesto sea parcialmente sustituido por un residuo de nanosílice geotérmica.

OBJETIVOS ESPECÍFICOS

1. Caracterizar las materias primas a emplear en los diferentes especímenes a elaborar.
2. Elaborar concretos cilíndricos y evaluar en ellos las propiedades de resistencia a la compresión, profundidad y velocidad de carbonatación.
3. Caracterizar mineralógica y microestructuralmente los concretos mediante difracción de rayos-X, microscopía electrónica de barrido y espectroscopía por dispersión de energía de rayos X.
4. Investigar en los concretos la formación de reacciones nocivas como sal de Friedel, reacción álcali sílice y formación tardía de etringita.

5. Evaluar en varillas de acero estructural embebidas en morteros prismáticos, los parámetros electroquímicos como el potencial de corrosión, velocidad de corrosión y caída óhmica.

6. Evaluar en morteros el pH, pérdida de agua evaporable, porosidad total y correlacionarlas con los resultados electroquímicos obtenidos de las varillas de acero estructural.

7. Evaluar en morteros prismáticos rectangulares la estabilidad dimensional y porosidad y en morteros cilíndricos la resistencia a la compresión y correlacionar los resultados obtenidos en dichas pruebas.

CAPÍTULO IV

DESARROLLO EXPERIMENTAL

4.1. Introducción

En este apartado se presentan los detalles y consideraciones experimentales efectuadas en las diferentes etapas de la investigación que fueron requeridas para el cumplimiento de los objetivos planteados, a fin de que todos los ensayos realizados puedan tener una reproducibilidad en futuros estudios y/o aplicaciones tecnológicas.

Para ello, se realizó un análisis y caracterización a todos los materiales empleados como materia prima antes de la elaboración de los morteros y concretos en estudio. Los trabajos realizados en laboratorio se efectuaron básicamente en 3 etapas para tener un conocimiento más amplio sobre los efectos producidos en morteros y concretos al sustituir parcialmente residuo de nanosílice geotérmica (NSG) o el humo de sílice (HS) por cemento portland compuesto (CPC).

La etapa 1, consistió en elaborar concretos en los cuales se evaluaron:

- Las propiedades mecánicas y formación de fases nocivas (RAS, SF, FTE), variando:
 1. En 0, 10, 20 y 30%, la sustitución de NSG y HS por CPC.
 2. En 0, 10 y 20%, la concentración de cloruros totales en el NSG.
 3. En 1, 3, 7, 14, 28, 90, 180 y 360 días, el tiempo de curado.
 4. La temperatura de fraguado y curado en 10, 20 y 60°C
- Velocidad de carbonatación acelerada de los concretos curados a 20°C tras cumplir una edad de 360 días, utilizando un ambiente controlado de 10% de CO₂, 65% de humedad relativa (HR) y 32°C.

La etapa 2, consistió en elaborar morteros reforzados con varilla de acero estructural en los cuales se evaluaron:

- El potencial de corrosión, la velocidad de corrosión y la caída óhmica, en varillas de refuerzo embebidas en morteros variando:
 1. En 10, 20 y 30% la sustitución de NSG por CPC.
 2. La concentración de cloruros totales en el NSG en 0, 0.4 y 1% en peso con respecto al peso del material cementante,
 3. La humedad relativa (HR) en 80 y 100% a 20°C
 4. La temperatura de fraguado y curado en 20 y 60°C
- Después de 56 días de curado, el pH, pérdida de agua evaporable y porosidad total de los morteros en los cuales las varillas de refuerzo presentaron corrosión de acuerdo a los resultados electroquímicos.
- Después de 56 días de curado, se seleccionaron las varillas de refuerzo que de acuerdo a los ensayos electroquímicos presentaron indicio de corrosión y se determinó en ellas la pérdida de masa calculada a partir de los resultados electroquímicos comparada con la pérdida de masa de las varillas obtenida mediante ensayos gravimétricos.

La etapa 3, consistió en elaborar morteros en los cuales se evaluaron:

- Hasta 28 días de curado, la estabilidad dimensional y porosidad total en morteros rectangulares; y en morteros cilíndricos la resistencia a la compresión variando:
 1. En 10, 20 y 30%, la sustitución de NSG y HS por CPC.
 2. En 0, 10 y 20%, la concentración de cloruros totales en el NSG.
 3. La temperaturas de fraguado y curado en 10, 20 y 60°C.

En este trabajo fueron empleadas las siguientes técnicas de caracterización:

- Análisis de concentración de cloruros totales mediante valoración volumétrica utilizando el método Mohr.
- Espectrometría de emisión óptica quantron
- Combustión LECO CS-200

- Análisis químico por fluorescencia de rayos X (FRX)
- Difracción de rayos X cualitativa (DRX)
- Microscopía electrónica de barrido (MEB), obteniendo imágenes por electrones retrodispersados (BSE) y utilizando la espectroscopia por dispersión de energía (EDS).

Cabe mencionar que todos los procesos, pruebas físicas, químicas y mecánicas efectuadas durante la experimentación, se apegaron a la metodología sugerida por métodos y normas estandarizadas empleadas dentro de los materiales de construcción las cuales serán mencionadas en el proceso pertinente a su utilización.

4.2. Materias primas y su caracterización

En el desarrollo de esta investigación se utilizaron las siguientes materias primas:

1. Cemento Portland Compuesto.- CPC 30R (de acuerdo a la clasificación de la norma mexicana NMX-C-414-ONNCCE⁽³³⁾).
2. Residuo de nanosílice geotérmica (NSG).- Proveniente de la central geotermoeléctrica “Cerro Prieto” ubicada en municipio de Mexicali, Baja California, México, el cual requirió un acondicionamiento previo a su utilización.
3. Humo de Sílice.- Distribuido por la empresa DEGUSSA.
4. Arena estándar base sílice (empleada en morteros reforzados con acero estructural), arena y grava base caliza provenientes de la región de Santa Catarina Nuevo León (empleada en la mayoría de las probetas)
5. Agua destilada. Se utilizó agua bidestilada plus distribuida por la empresa “Agua Monterrey”.
6. Superplastificante glenium 3150 base policarboxilato distribuido por Degussa.

4.2.1. Acondicionamiento del residuo de nanosílice geotérmica

Con la finalidad de obtener en el residuo de nanosílice geotérmica (NSG) las concentraciones de cloruros totales previamente especificadas, se procedió a darle un acondicionamiento empleando una serie de actividades, las cuales son plasmadas en el diagrama de flujo presentado a continuación (**Figura 14**):

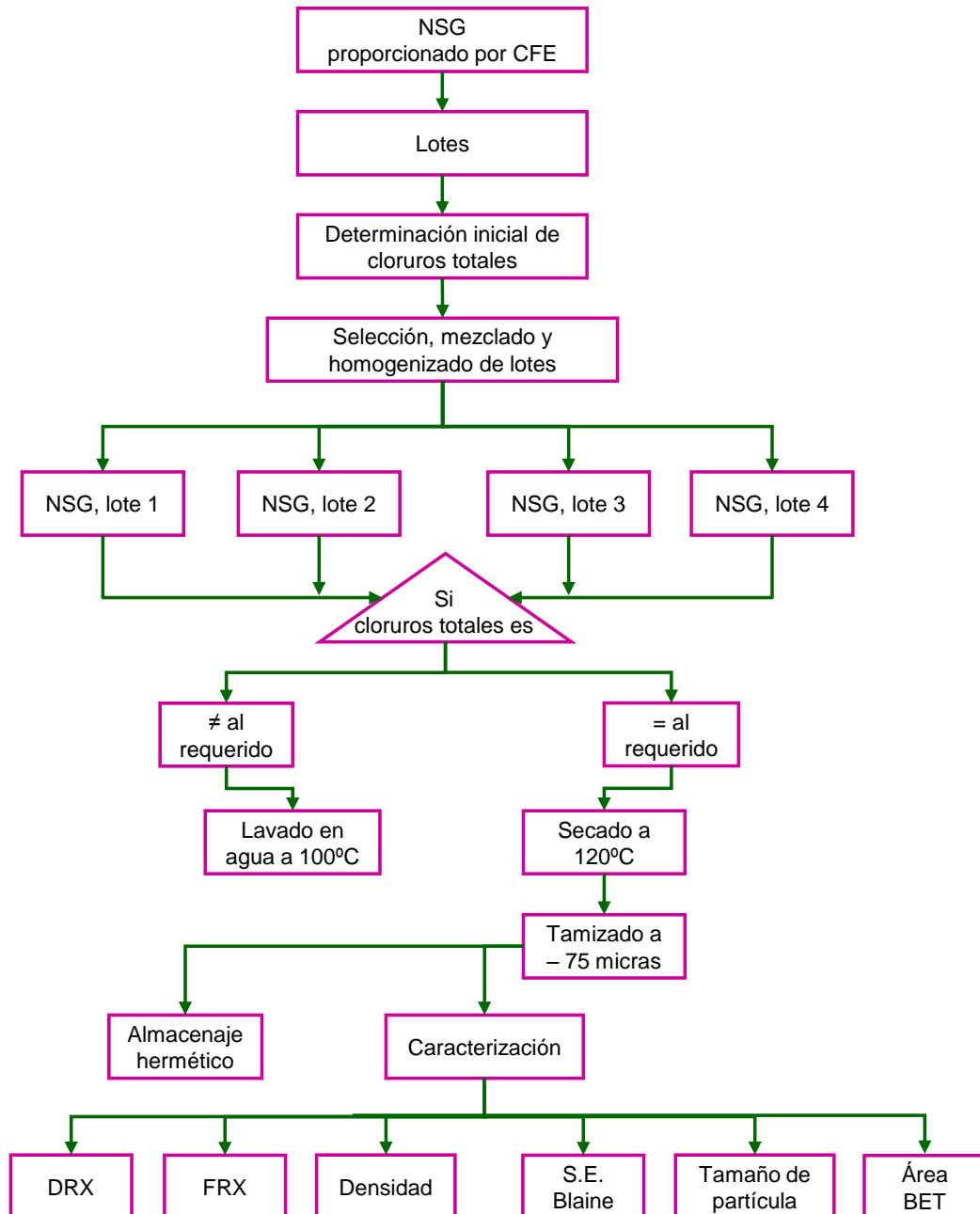


Figura 14.- Procedimiento para el acondicionamiento del NSG.

El NSG fue proporcionado por Comisión Federal de Electricidad, el cual fue enviado desde la planta ubicada en Cerro Prieto, Mexicali, Baja California, en lotes de aproximadamente 20 kg. El NSG presentaba variabilidad en la distribución de partículas ya que previo a su envío, requirió un secado al sol, el cual propició un aglomeramiento de las partículas y sales combinadas con el NSG. Inicialmente fue necesario determinar una aproximación en el contenido de cloruros totales a cada lote para realizar una selección, diseño de mezclas y homogenizaciones entre lotes y obtener de manera más rápida y eficiente las concentraciones de cloruros totales estipuladas en las variables experimentales (0, 0.4, 1, 10 y 20% de cloruros totales).

4.2.1.1. Determinación inicial de cloruros totales

Con la finalidad de realizar esta determinación, se tomó una muestra representativa de cada lote, la cual fue triturada hasta desintegrar todo tipo de aglomeramientos, enseguida fue homogenizada y posteriormente secada dentro de un horno empleando el modo vacío y una temperatura de 105°C; la muestra permaneció en estas condiciones 24 horas. Tras el secado, se determinó la concentración de cloruros totales empleando el procedimiento detallado en el **APÉNDICE I**.

4.3.1.2.- Clasificación, mezclado y homogenizado de lotes

Una vez determinado el contenido de cloruros totales en cada lote, se mezcló el material empleando un molino de bolas, con una carga de 40 kg de NSG durante 3 horas, con el fin de desaglomerar y homogenizar el NSG. Posteriormente la mezcla de NSG fue depositada en un contenedor de plástico para después realizarle un cuarteo empleando el dispositivo denominado “Cuarteador de Jones”, obteniendo una muestra representativa (**Figura 15**) y analizando la concentración de cloruros totales.

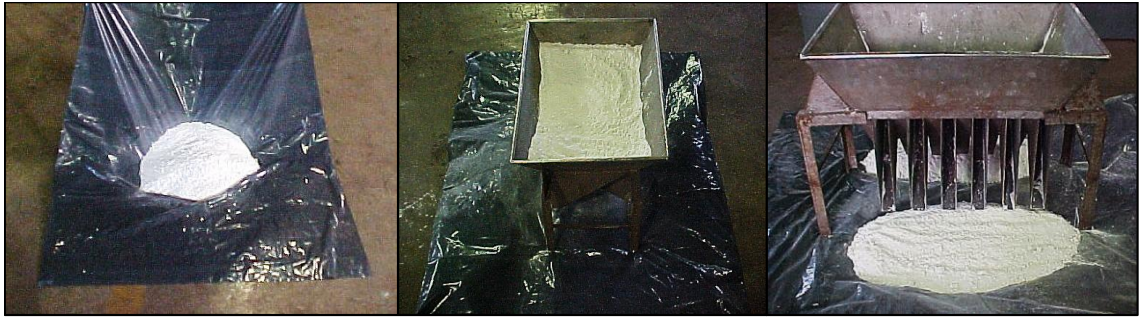


Figura 15.- Procedimiento de cuarteo empleado en NSG.

4.2.1.3. Lavado del residuo de nanosílice geotérmica

Para reducir el contenido de cloruros presentes en el NSG hasta niveles aproximados al 0% se llevó a cabo un proceso de lavado. Para ello, se seleccionó la mezcla de lotes de NSG que presentó menor concentración de cloruros totales (2.8%). Dicha mezcla fue depositada en un contenedor y enseguida se le agregó agua potable hirviendo (de ~100°C) homogenizando por 15 minutos. Posteriormente, la mezcla se dejó decantar durante 12 horas (ver **Figura 16**). Una vez que el material se sedimentó, el exceso de agua que se encontraba sobre éste (conteniendo los cloruros disueltos), fue extraído, de manera que en el contenedor quedó únicamente NSG húmedo. Posteriormente, se extrajo una muestra representativa a la cual se le determinó su concentración de cloruros totales bajo procedimiento antes descrito. Este proceso de lavado fue realizado hasta alcanzar en el NSG una concentración de cloruros totales cercana al 0%.



Figura 16.- Proceso de lavado del NSG.

4.2.1.4.- Secado del residuo de nanosílice geotérmica

Tras el lavado, el NSG fue introducido a una cámara isotérmica controlada mediante software, la cual se encontraba a una temperatura constante de 60°C (**Figura 17**). El desecho permaneció en este ambiente un lapso de 48 horas, tiempo en el cual quedó prácticamente seco. Posteriormente, el NSG fue depositado en un recipiente metálico en cantidades de 5 kg y fue secado a 120°C durante 24 horas.



Figura 17.- Equipos para secado del NSG: A) Cámara controlada a 60°C, B) Horno eléctrico equipado con vacío.

4.2.1.5. Tamizado del residuo de nanosílice geotérmica

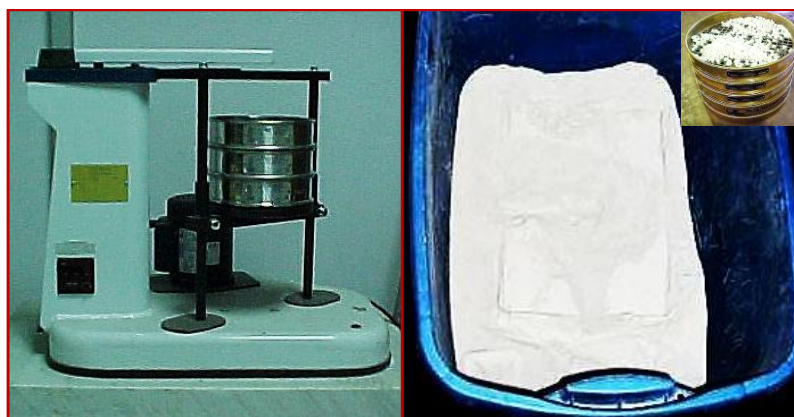


Figura 18.- Tamizado del NSG.

Tras el proceso de secado, el NSG fue tamizado utilizando un tamiz Tyler # 200, obteniendo partículas de NSG inferiores a 75 μ (**Figura 18**).

4.2.1.6.- Homogenizado final

Una vez concluido el tamizado, todo el NSG correspondiente a cada concentración de cloruros totales, fue homogenizado en una revolvedora durante 20 minutos. Tras la homogenización, el NSG fue depositado en bolsas de plástico, las cuales fueron colocadas en un recipiente hermético hasta su utilización.

En el caso del NSG empleado en la elaboración de morteros prismáticos (para pruebas electroquímicas), la concentración de cloruros totales fue obtenida partiendo de la combinación de NSG previamente obtenidos:

- Resíduo de nanosílice geotérmica 1 (0.0983 % de Cl⁻ totales) denominado NS 0%.
- Resíduo de nanosílice geotérmica 2 (20.008 % de Cl⁻ totales) denominado NS 20%.

Con la mezcla de estos residuos, fue posible obtener el NSG en concentraciones de cloruros totales de 0.4 y 1% en peso.

4.2.2.- Caracterización de los materiales cementantes

4.2.2.1.- Composición química

La determinación de los compuestos químicos de los cuales está constituido cada material a emplear en las mezclas de morteros y concretos, es de vital importancia, ya que estos pueden brindar una perspectiva sobre el posible comportamiento que los materiales pueden exhibir durante el proceso de hidratación de los morteros y concretos fabricados.

La composición química de los materiales cementantes: CPC, NSG de 0, 10 y 20% de cloruros totales y HS, fue determinada mediante análisis semicuantitativo (vía prensado

de polvos para su conformado en forma de pastilla, véase **Figura 116**) y cualitativo (vía síntesis de pastillas de vidrio, véase **Figura 117**) empleando la técnica de Fluorescencia de rayos X (véase **APÉNDICE II**), utilizando un espectrómetro S4 Pioneer marca Bruker mostrado en la **Figura 19A**.

4.2.2.2. Composición mineralógica

La identificación de fases minerales en cada uno de los materiales cementantes fue realizada mediante DRX empleando la metodología de polvos. En ellos se utilizó un difractómetro de rayos X marca Bruker el cual es mostrado en la **Figura 19B**.



Figura 19.- Equipo para análisis de muestras vía: A) FRX, B) DRX.

Los siguientes parámetros fueron utilizados para el análisis:

- Voltaje de 45 kV
- Corriente de 40 μ A,
- Barrido de 5 a 80 grados
- Tamaño de paso de 0.05 2θ

- Tiempo de acumulación de 3 segundos/paso.
- Longitud de onda de la radiación estándar $\text{CuK}\alpha$ (λ) de 1.5418 Å.

Las fases cristalinas fueron identificadas de acuerdo a la base de datos de difracción de polvos ICDD ⁽¹⁵⁶⁾.

4.2.2.3. Propiedades físicas

En cada uno de los materiales cementantes fueron determinadas las siguientes propiedades físicas:

- **Distribución de tamaño de partícula:** utilizando la técnica de difracción de láser, para lo cual, fue utilizado un equipo Coulter modelo LS-100Q.
- **Área superficial:** empleando la técnica de absorción de nitrógeno en conjunto con el método de análisis BET.
- **Pérdidas por ignición:** En un crisol de platino previamente secado y tarado, se depositaron 5 g. de material y enseguida fue calcinado en un horno eléctrico a 950°C durante 5 horas.
- **Residuos insolubles:** se analizaron mediante la metodología descrita en la norma ASTM C114-00 ⁽¹⁵⁷⁾.
- **Densidad:** se realizó mediante el procedimiento especificado por la norma ASTM-C-188-95 ⁽¹⁵⁸⁾ (véase **Figura 20**):
 1. Inicialmente un matraz de Le Chatelier fue llenado con petróleo comercial a un nivel tal que quedó ubicado entre 0 y 1 ml con respecto al cuello graduado de dicho matraz, enseguida el matraz fue tapado y colocado en un

recipiente de agua, la cual se controlaba a temperatura constante de 20°C. Tras la estabilización del nivel de volumen del petróleo, se tomó la lectura inicial (Linicial).

2. Se pesaron aproximadamente 64 g de cemento (40 g en el caso de NSG) y se introdujeron lentamente en el matraz, evitando que el cemento o aglomerados de éste se pegaran en las paredes o en el cuello del matraz



Figura 20.- Procedimiento para la determinación de la densidad de los materiales cementantes.

3. Al terminar de introducir el cemento, el matraz fue tapado y de manera suave fue golpeteado y rodado sobre una superficie plana de hule, con el fin de extraer las burbujas de aire que se atrapadas entre las partículas de cemento. Durante el golpeteo y rodado del matraz se destapó el matraz para dejar escapar el aire.
4. Tras la eliminación de todo el aire ocluido, el matraz fue nuevamente colocado en el recipiente de agua cuya temperatura siempre permaneció constante.
5. Después de transcurrir 5 minutos y observando que el volumen del petróleo permanecía constante, se tomó su lectura final (Lfinal) y el cálculo de la densidad se realizó mediante la siguiente fórmula:

Volumen desplazado= $L_{\text{final}} (\text{cm}^3) - L_{\text{inicial}} (\text{cm}^3)$ ec. 20

Densidad (g/cm^3)= masa del cemento / volumen desplazado ec. 21

4.2.3.- Caracterización física y química de los agregados



Figura 21.- Procedimiento para la determinación de la absorción de agua en agregados.

Previo a la elaboración de los concretos, los agregados fueron caracterizados mediante la determinación de su densidad, absorción de agua según los procedimientos de las normas ASTM C127-01⁽¹⁵⁹⁾ y ASTM C128-01⁽¹⁶⁰⁾, tal y como se muestra en la **Figura 21**, distribución granulométrica (ASTM C702-98⁽¹⁶¹⁾ y ASTM C136-01⁽¹⁶²⁾) y análisis mediante DRX. Se corrigió en la dosificación de los materiales la cantidad de agua requerida por parte de los agregados.

4.3. - Etapa 1: Elaboración de concretos para determinación de propiedades mecánicas, químicas y físicas.

4.3.1.- Elaboración de los concretos.

4.3.1.1.- Variables empleadas en el diseño de mezclas de concretos

Se elaboraron concretos cilíndricos (para una resistencia nominal de 200 kg/cm^2) de acuerdo al procedimiento ilustrado en la **Figura 22**. Las dimensiones de los concretos fueron de $5 \times 10 \text{ cm}$ utilizando y en su elaboración se utilizaron cemento portland compuesto (CPC 30R de acuerdo con la NMX C-414-ONNCCE ⁽³³⁾), grava de $\frac{3}{4}$, arena # 4 y como materiales de reemplazo de CPC el residuo geotérmico nanosílice (NSG) o humo de sílice (HS)

También fue requerida agua destilada y superplastificante comercial Glenium 3150 base policarboxilato en un porcentaje del 1.5 % en peso con respecto al peso del material cementante.



Figura 22.- Proceso de elaboración de los concretos.

En el diseño de las mezclas fue utilizada una relación agua/cementantes de 0.5, así como niveles de sustitución de cemento portland por NSG o HS de 0, 10, 20 y 30%. El NSG fue preparado en concentraciones de cloruros totales de 0 10 y 20% con respecto al peso éste. Previo al proceso de mezclado, todos los materiales fueron pesados de acuerdo a la dosificación propuesta en **Tabla 9** y **Tabla 10**.

Tabla 9.- Dosificación de materiales requeridos en la elaboración de mezclas de concretos (valores expresados en kg/m³).

	CPC	Nivel de reemplazo (kg/m ³)		
	100%	10%R	20%R	30%R
Cemento	350	315	280	245
Material de reemplazo (NSG o HS)	0	35	70	105
Agregado grueso (grava)	1000	1000	1000	1000
Agregado fino (arena)	825	825	825	825
Agua	175	175	175	175
Superplastificante	5.25	5.25	5.25	5.25
Total	2355	2355	2355	2355

Tabla 10.- Dosificación de materiales requeridos en la elaboración de mezclas de concretos (valores expresados en % en peso).

	CPC	Nivel de reemplazo (%)		
	100%	10%R	20%R	30%R
Cemento	14.86	13.37	11.89	10.40
Material de reemplazo (NSG o HS)	-	1.49	2.97	4.46
Agregado grueso (grava)	42.46	42.46	42.46	42.46
Agregado fino (arena)	35.03	35.03	35.03	35.03
Agua	7.43	7.43	7.43	7.43
Superplastificante	0.22	0.22	0.22	0.22
Total	100.00	100.00	100.00	100.00

4.3.1.2.- Acondicionamiento de los moldes

Para elaborar concretos cilíndricos de dimensiones 5 x 10 cm, fue necesario diseñar moldes (véase **APÉNDICE III**), los cuales se utilizaron para vaciar la mezcla, acondicionarla y tras su fraguado obtener dichos concretos.

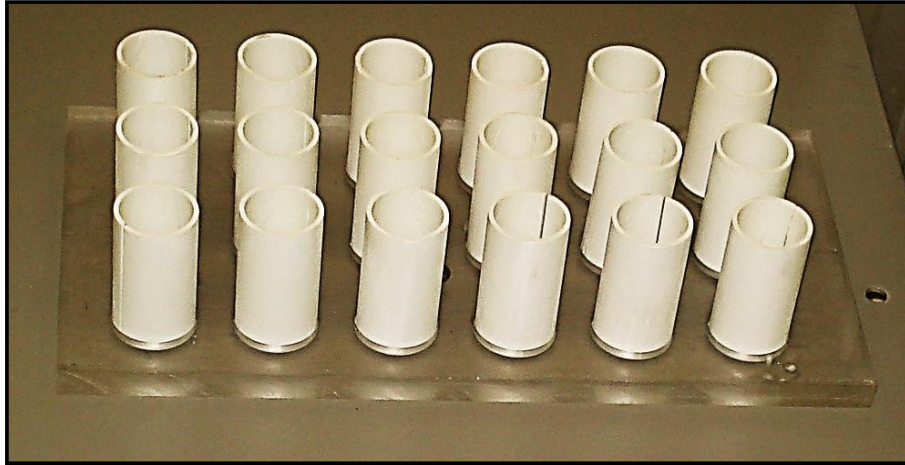


Figura 23.- Procedimiento para la fabricación de los moldes.

Para este diseño se adquirieron tubos de PVC y placas de acrílico los cuales en conjunto forman los moldes empleados para la elaboración de los concretos, tal y como se muestra en la **Figura 23**.

4.3.1.3.- Proceso de mezclado

Este proceso se realizó de la siguiente manera:

- Fueron introducidos en el contenedor de la revolvedora grava y arena; enseguida se tapó la entrada de alimentación del contenedor con un plástico para evitar la fuga de las partículas finas de la arena e inmediatamente se puso en marcha la revolvedora. Los agregados fueron mezclados y homogenizados por un lapso de 2 minutos, para dejar reposar la mezcla por 30 segundos.

- Después fueron agregados los materiales cementantes (cemento y nanosílice). Nuevamente fue tapada la entrada de alimentación y se puso en marcha la revoladora de manera que los materiales fueron homogenizados por un lapso de 2 minutos. Posteriormente se dejó reposar la mezcla por 30 segundos.
- La mitad del agua requerida para el mezclado fue añadida e inmediatamente fue sobrepuesto el plástico en la boquilla de alimentación y se encendió la revoladora de manera que los materiales se mezclaron hasta completar un lapso de 30 segundos.
- Nuevamente fue apagada la revoladora y con ayuda de una barra de acero, de manera rápida y por un lapso de 15 segundos, fueron retirados los aglomerados de material adheridos en las paredes y base del contenedor de la revoladora y posteriormente esta fue encendida.
- Mientras la revoladora giraba, fue adicionado lentamente el resto del agua de manera que todo el material fue homogenizado por 2 minutos más y tras el paso de este tiempo, la revoladora fue apagada para deshacer los posibles aglomerados de material (esta operación se realizó en 15 segundos) y nuevamente fue encendida para homogenizar el material por un minuto más.
- Durante el proceso de mezclado de todos los materiales la revoladora oscilaba en un ángulo de 35° de abajo a arriba con el fin de obtener un mejor homogenizado en la mezcla.

4.3.1.4.- Proceso de vaciado y vibrado

Este proceso se realizó de la siguiente manera:

- Fue extraída del contenedor de la revoladora, la mitad de la mezcla preparada, la cual fue vaciada en un recipiente de plástico. Inmediatamente la boca del contenedor de la revoladora fue tapada con un plástico para evitar la pérdida de humedad del resto de la mezcla.

- Se llenaron los moldes cilíndricos a la mitad de su capacidad volumétrica, utilizando un embudo y después con la punta de un desarmador, se dio un acondicionamiento a la mezcla con el fin de acomodar los agregados y extraer el aire ocluido, dando golpeteos a la mezcla.
- Inmediatamente los moldes fueron llevados a una mesa vibradora donde se vibraron por 30 segundos.
- Después los moldes cilíndricos se llenaron con mezcla a su capacidad volumétrica total y nuevamente la mezcla fue acondicionada con el desarmador.
- El proceso de vibrado se repitió nuevamente por 30 segundos, lo que ocasionó una compactación de la mezcla, por lo tanto pasó de estar ocupando 100% a aproximadamente un 97% del volumen total del cilindro, por consiguiente fue necesario rellenar los cilindros con mezcla al 100%.
- Finalmente la mezcla depositada en cada cilindro, fue enrrasada con ayuda de una espátula, dejándola con un acabado superficial plano y de apariencia liso.

4.3.1.5.- Proceso de empaquetado

Este proceso se realizó en base al siguiente procedimiento:

- Inmediatamente, los moldes (formados por la placa de acrílico y los moldes cilíndricos) fueron envueltos con una capa de plástico tratando de que quedaran herméticamente cerrados.
- Enseguida fueron colocadas sobre la capa de plástico toallas húmedas y sobre éstas una envoltura de plástico.
- Finalmente cada uno de los moldes fueron introducidos en una bolsa de plástico para mantenerlos aislados y después fueron colocados en el interior de las cámaras isotérmicas para efectuar el proceso de fraguado de la mezcla.
- Lo anterior se realizó para que la mezcla depositada en cada uno de los moldes cilíndricos no perdiera agua y por consiguiente permaneciera en un ambiente de humedad del 100% (o cercano a éste).

4.3.1.6.- Proceso de fraguado y curado

Estos procesos se llevaron a cabo empleando unas temperaturas de fraguado y curado de 10, 20 y 60°C. Las muestras permanecieron en los moldes herméticamente cerrados por un lapso de 24 horas.

Después del fraguado, se desmoldaron las muestras y se curaron en agua saturada con hidróxido de calcio, la cual se encontraba acondicionada a la temperatura de curado correspondiente. Los concretos permanecieron en tiempos de curado de 1, 3, 7, 14, 28, 90, 180 y 360 días.

4.3.2.- Caracterización general de los concretos

4.3.2.1.- Resistencia a la compresión

La resistencia a la compresión (RC) fue evaluada en los concretos, desde edades tempranas (1 día) hasta que cumplieron un año de curado. Para dar seguimiento a estas evaluaciones, fue utilizada una prensa hidráulica (Controls) con capacidad de 200 toneladas de carga, con una velocidad de carga de 500 N/s. Para ello también fue considerado el procedimiento estipulado por la norma ASTM C109 ⁽¹⁶³⁾. Se ensayaron 4 probetas y se calculó el promedio y la desviación estándar.

Una vez que los concretos eran ensayados, se realizó en ellos una trituration con la finalidad de extraer su núcleo y sumergirlo en acetona con el fin de detener las futuras reacciones de hidratación.

Posteriormente se sometieron a un secado dentro de un horno al vacío, por un periodo de 24 horas a 55°C para su posterior análisis por DRX y MEB con espectroscopia de dispersión de energía (EDX), véase **Figura 24**.

4.3.2.2.- Difracción de rayos “X”

Para el análisis de las muestras mediante DRX, los núcleos fueron triturados para separar los agregados de la pasta, posteriormente la pasta fue molida y tamizada a un tamaño de partícula menor a $75\mu\text{m}$.

4.3.2.3.- Microscopía Electrónica de Barrido

Para el análisis vía MEB, muestras selectas fueron impregnadas al vacío utilizando resina epóxica, para posteriormente ser desbastadas con lijas de carburo de silicio y pulidas con pasta de diamante de hasta $\frac{1}{4}\mu\text{m}$. Finalmente fueron recubiertas con grafito.

Las imágenes de MEB se obtuvieron en un equipo marca JEOL en el modo de electrones retrodispersados (BSE) utilizando un voltaje de aceleración de 20 kV. Los análisis efectuados mediante la técnica de EDS se efectuaron con tiempos de adquisición de 60 segundos.



Figura 24.- Proceso de preparación de los concretos para su evaluación mediante: Resistencia a la compresión, microscopía electrónica de barrido y difracción de rayos X.

4.3.2.4.- Ensayos de carbonatación acelerada

Como se mencionó en el capítulo 3 (véase **pág. 035**), la carbonatación es la reducción de la alcalinidad del concreto por efecto de la difusión y reacción del CO₂ desde el medio ambiente que lo rodea hasta su interior. En presencia de la humedad, el CO₂ reacciona con los álcalis neutralizándolos para formar carbonatos disminuyendo el pH por debajo de 10. Por tal razón el objetivo de esta prueba fue el determinar la profundidad de carbonatación (véase la descripción de la técnica en el **APÉNDICE IV**) en concretos diseñados y fabricados bajo diferentes tipos de mezclas. Esto se realizó siguiendo el criterio de la RILEM ⁽¹⁶⁴⁾ por el método de vía húmeda empleando la solución de indicador ácido-base y de esta manera predecir la velocidad de carbonatación.

Tabla 11.- Valores de RC (MPa) de concretos curados a 365 días en un ambiente de 20°C.

Tipo de Mezcla	R.C. 365 días	Lote 1	Lote 2	Lote 3	Lote 4
CPC 100%	27.36	A, B			
HS 10% R	28.13		H, I		
HS 20% R	35.73			O, P	
HS 30% R	36.19				U, V
NSG 10% R 0%Cl ⁻	28.19	C, D			
NSG 20% R 0%Cl ⁻	27.34		J, K		
NSG 30% R 0%Cl ⁻	32.25				W, X
NSG 10% R 10%Cl ⁻	33.43	E, F			
NSG 20% R 10%Cl ⁻	23.36			Q, R	
NSG 30% R 10%Cl ⁻	20.41				Y, Z
NSG 10% R 20%Cl ⁻	22.44		L, M		
NSG 20% R 20%Cl ⁻	21.13			S, T	
NSG 30% R 20%Cl ⁻	12.72	G	N		

Además, las propiedades de durabilidad pueden estar influenciadas por algunas variables como cantidad de cemento, cloruros totales en la mezcla y temperatura de curado, por mencionar algunas.

Estos criterios de durabilidad fueron analizados durante esta investigación y de acuerdo a los resultados de resistencia a la compresión de los concretos estudiados, fue observado que algunos de ellos, sobre todos aquellos que fueron elaborados con altas concentraciones de cloruros totales, presentaron baja resistencia a la compresión al año de curado en comparación con aquellos que contenían bajas concentraciones de cloruros totales (**Tabla 11**).

Basados en estos resultados de resistencia a la compresión, fueron seleccionados como punto de partida, los concretos correspondientes al diseño de mezcla que presentaron menor resistencia a compresión (Concretos G y N) para determinar la profundidad de carbonatación cada 8 días hasta llegar al mes. Esto se realizó debido a que se esperaba tener una profundidad de carbonatación alta a edades tempranas en los concretos con menor resistencia a la compresión. El concreto con menor resistencia a la compresión obtenida corresponde al elaborado con 30% de reemplazo de NSG con 20% de cloruros totales.

Para este estudio se seleccionaron dos concretos por diseño de mezcla, los cuales fueron curados durante 1 año a 20°C. Una vez que los concretos fueron extraídos de la cámara de temperatura constante en la que se encontraban inmersos en una solución saturada de agua con CH, se siguió el procedimiento que se detalla a continuación:

1. Se colocaron en una mufla a 42°C durante 60 horas con la finalidad de alcanzar una humedad interna de aproximadamente el 65%.
2. Se expusieron a un ambiente controlado de 10% de CO₂, 65% HR y 32°C.
3. Tras la conclusión del tiempo de exposición, los concretos fueron cuidadosamente cortados transversalmente en 3 secciones. El tiempo de

exposición al medio ambiente no excedió los 20 minutos, de manera que se encontrara en condición de fractura fresca.

4. Las secciones fueron limpiadas aplicando aire comprimido sobre su superficie de manera que el polvo remanente fue retirado. Empleando un atomizador, cada rodaja fue rociada con fenolftaleína (preparada al 1% en alcohol etílico) como indicador de pH, de tal manera que tras el paso de unos segundos se hicieron visibles en las secciones, cambios de coloración, los cuales indicaron la profundidad de carbonatación.
5. Después de 3 minutos fueron fotografiadas y resguardadas en bolsas de plástico dentro de un recipiente hermético.
6. Tras el paso de 5 minutos, la profundidad de carbonatación fue determinada bajo 2 procedimientos. El primero consistió en evaluarla de manera manual utilizando para ello una regla métrica y un vernier digital con resolución de hasta 4 décimas de milímetros. El segundo se realizó mediante el análisis de fotografías empleando un software (Cabe señalar que en los resultados obtenidos de las mediciones en el software, se consideró un diámetro total de cada concreto de 52.2 cm que resultó del promedio estadístico de las mediciones realizadas en todos los concretos).
7. En ambos procedimientos fueron realizadas 8 mediciones (**Figura 25**) las cuales se realizaron considerando la zona incolora que presentaron las secciones de manera que se midió desde la superficie de la rodaja, en dirección central, hasta el inicio de la zona de color rosa.
8. Para efectuar la medición de la profundidad de la zona incolora desde la superficie se tomó el siguiente criterio:
 - a) Si la carbonatación presentaba un frente homogéneo, la profundidad de carbonatación fue la cantidad medida (**D**).
 - b) Cuando el frente era de manera irregular, la medida fue una penetración media (**d**), es decir, el promedio entre la penetración máxima y la penetración mínima. De igual manera se procedió cuando la carbonatación presentó penetraciones singulares.

Cabe señalar que mediante la ecuación que relaciona la profundidad de carbonatación con la raíz cuadrada del tiempo de exposición es posible estimar el tiempo que transcurrirá para que el acero de refuerzo embebido en las distintas mezclas de concreto diseñadas y elaboradas se despasive:

$$X_{\text{CO}_2} = K_{\text{CO}_2} * t^{1/2} \text{ ec. 22}$$

Donde X_{CO_2} = profundidad de carbonatación (mm)

K_{CO_2} = Constante de carbonatación (mm/año^{0.5})

t = tiempo de exposición (años)

La constante de carbonatación cuando los concretos estaban sometidos en el ambiente de 10% de CO₂ se calculó a partir de la ecuación anterior:

$$K_{\text{CO}_2} = X_{\text{CO}_2} / \sqrt{t} ; t = (X_{\text{CO}_2} / K_{\text{CO}_2})^2 \text{ ec. 23}$$

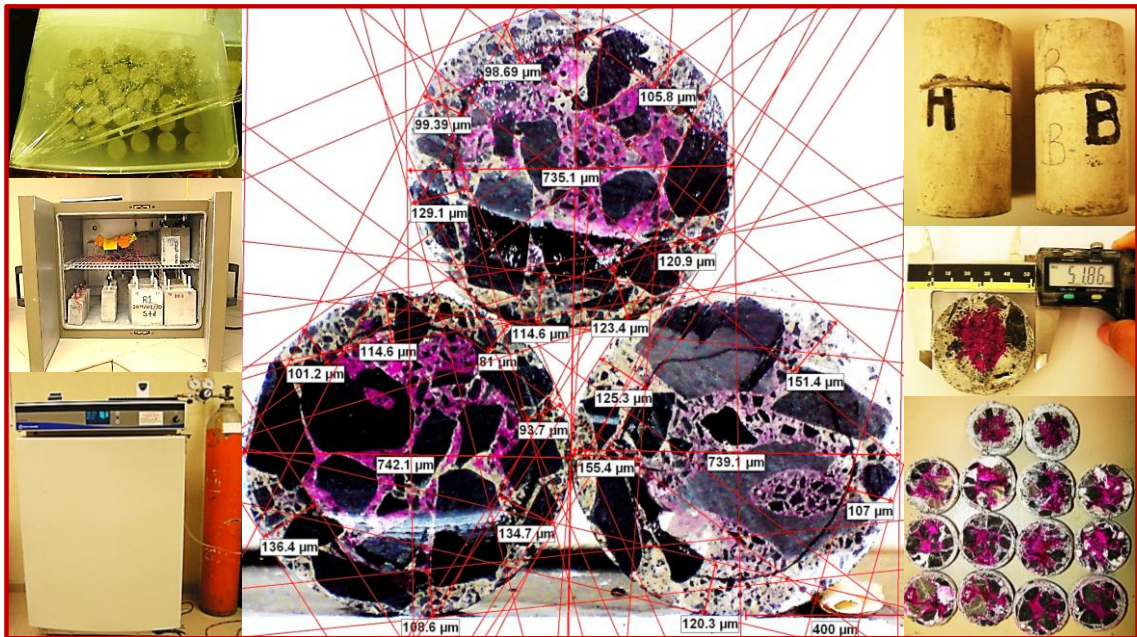


Figura 25.- Procedimiento para los ensayos de carbonatación acelerada en concretos.

Mediante la utilización de los resultados obtenidos en la constante de carbonatación de los concretos sometidos al ambiente acelerado de 10% de CO₂, fue posible estimar la constante de carbonatación que los concretos en determinado momento pudiesen presentar cuando estuviesen sometidos en un ambiente de carbonatación natural en el cual la concentración aproximada de CO₂ sea de 0.03%. Para ellos se utilizó la siguiente ecuación:

$$K_{\text{atm}} = K_{10\%CO_2} \sqrt{C_{\text{atm}}/C_{10\%}} \quad \text{ec. 24}$$

Donde K_{atm} : es la constante de carbonatación obtenida en el ambiente acelerado.

$K_{10\%CO_2}$: es la constante de carbonatación en el ambiente natural.

$C_{10\%}$: es la concentración de CO₂ en el ambiente acelerado (10%).

C_{atm} : es la concentración de CO₂ en el ambiente atmosférico (0.03%).

4.4.- Etapa 2: Morteros prismáticos reforzados con varilla (ensayos electroquímicos)

4.4.1.- Elaboración de Morteros

4.4.1.1.- Variables empleadas en el diseño de mezclas de morteros

Además del CPC 30R (de acuerdo con de acuerdo con la NMX C-414-ONNCCE ⁽³³⁾) utilizado en toda la experimentación, los materiales empleados en la elaboración de morteros reforzados con varilla incluyeron arena estándar (fabricada por el instituto “Eduardo Torroja”), NSG en concentraciones de cloruros totales de 0, 0,4 y 1% (en peso con respecto al peso del cemento) y agua destilada.

Las relaciones arena/cementantes y agua/cementantes que se utilizaron fueron de 3 y 0.5 respectivamente, así como niveles de sustitución de cemento portland por NSG en 0, 10 20 y 30%. También fueron empleadas varillas estructurales (AISI 1020), como electrodos de trabajo y un electrodo de grafito como contra-electrodo interno. La dosificación de los materiales utilizada en las mezclas de morteros se muestra en la **Tabla 12** y **Tabla 13**.

Tabla 12.- Dosificación de materiales empleada en las mezclas de morteros prismáticos (valores expresados en kg/m³).

	CPC	Nivel de reemplazo (kg/m ³)		
	100%	10%R	20%R	30%R
Cemento	201	181	160	140
Material de reemplazo (NSG)	-	20	40	60
Agregado fino (arena)	602	602	602	602
Agua	100	100	100	100
Total	903	903	903	903

Tabla 13.- Dosificación de materiales empleada en las mezclas de morteros prismáticos (valores expresados en % en peso).

	CPC	Nivel de reemplazo (%)		
	100%	10%R	20%R	30%R
Cemento	22.22	20	17.77	15.55
Material de reemplazo (NSG)	-	2.22	4.44	6.66
Agregado fino (arena)	66.66	66.66	66.66	66.66
Agua	11.11	11.11	11.11	11.11
Total	100.00	100.00	100.00	100.00

4.4.1.2. Acondicionamiento de los moldes y las varillas corrugadas

Se elaboraron muestras prismáticas de 2x5.5x8 cm y fueron reforzados con aceros corrugados de tipo estructural. Todas las superficies internas de los moldes empleado en la fabricación de los morteros fueron engrasadas con aceite, ello con la finalidad de facilitar el desmolde. Los aceros corrugados antes de ser embebidos en las mezclas de morteros, requirieron un proceso de decapado el cual fue realizado mediante el siguiente procedimiento, ilustrado en la **Figura 26**.

- Se preparó una solución de agua/ácido clorhídrico en relación 1:1 mezclada con 3 g/l de urotropina (1 litro de HCl + 1 litro de H₂O + 6 gramos de urotropina = 2

litros de disolución). Los aceros fueron sumergidos en dicha solución por un lapso de 90 segundos.

- Después fueron extraídos y se les retiro el exceso de partículas, empleando un cepillo, enjuagando en agua y acetona.
- Se secaron mediante la aplicación de aire caliente.
- Inmediatamente después fueron colocados en el interior de un desecador a temperatura ambiente (20°C), por 1 hora.



Figura 26.- Decapado y aislamiento de las varillas (dimensiones en cm).

- Tras ello, se determinó el peso de cada acero, empleando una balanza analítica con resolución de 4 dígitos.
- Posteriormente, en cada acero fue delimitada una longitud de 3 cm, representando 5.67 cm^2 de área de exposición (área de contacto del acero con la mezcla de mortero).

- Las zonas de no exposición de cada acero fueron recubiertas cuidadosamente utilizando cinta adhesiva.

4.4.1.3.- Proceso de mezclado

La preparación del mortero (**Figura 27**) consistió en agregar CPC y NSG previamente dosificados en el interior de un recipiente el cual fue tapado herméticamente y agitado por un lapso de 2 minutos, con el fin de homogenizar los materiales en seco.

La mezcla fue vaciada en un contenedor metálico y enseguida se añadió agua previamente pesada. Inmediatamente después, el contenedor fue colocado en una mezcladora automática (la cual estaba equipada con un dispositivo en el que fue vaciada la arena requerida para el proceso de mezclado) y se inició el proceso de mezclado.

Tras el paso de unos segundos la mezcladora se detuvo y en automático fue vaciada en el contenedor la arena que previamente había sido colocada en él. Tras ello, se dio continuidad al proceso de mezclado hasta que la mezcladora se detuvo, de manera que el proceso de mezclado mediante este procedimiento fue de aproximadamente 4 min.

4.4.1.4. Proceso de vaciado y vibrado

La mezcla fue depositada en los moldes prismáticos llenándolos hasta un 45% de su capacidad volumétrica. Inmediatamente después, fueron colocados en un equipo de vibración durante 10 segundos.

Posteriormente fueron colocados sobre la superficie de la mezcla de mortero los 2 aceros corrugados y el contra electrodo de grafito; sobre ellos, fue depositada el resto de la mezcla de mortero, hasta obtener el 100% del volumen.

Enseguida, los moldes se llevaron nuevamente al equipo de vibrado por otros 10 segundos, cuidando que los aceros y el contra electrodo de grafito permanecieran en la misma posición en la que habían sido colocados.

Durante este vibrado, el nivel volumétrico ocupado por la mezcla de mortero en el molde pasó de un 100% a un 97%, por lo tanto los moldes fueron rellenados con mezcla al 100%. Finalmente la mezcla se enrasó, utilizando para ello placa metálica.



Figura 27.- Procedimiento empleado en la elaboración de morteros prismáticos.

4.4.1.5. Proceso de fraguado y curado se realizó de la siguiente manera:

Terminado este proceso, las muestras se fraguaron durante 24 horas y se curaron hasta por 65 días bajo las condiciones descritas fueron distribuidos para su colocación en las siguientes condiciones de temperatura y humedad (**Figura 28**):

1. Temperatura de 20°C con humedad relativa de 80% (probetas colocadas en un recipiente abierto).
2. Temperatura de 20°C con humedad relativa del 100% (probetas contenidas en un recipiente con agua, tapado herméticamente).

3. Temperatura de 60°C con humedad relativa del 100% (probetas colocadas en un recipiente tapado herméticamente y colocado en una mufla a temperatura de 60°C).

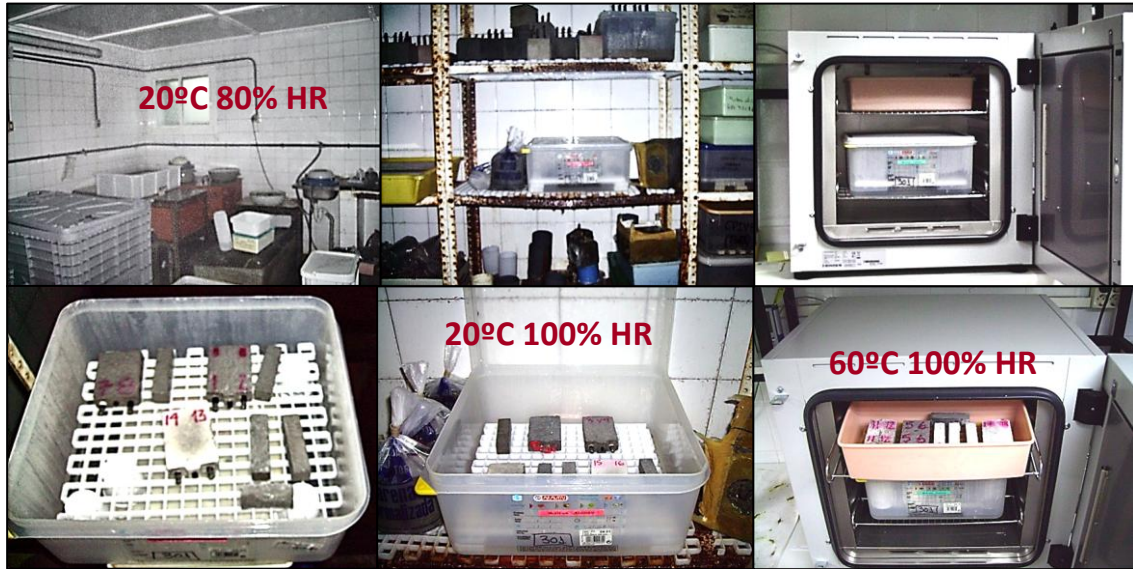


Figura 28.- Ambientes de curado de los morteros (temperatura y humedad).

4.4.2. Determinación del potencial de corrosión, velocidad de corrosión y resistividad en las varillas corrugadas embebidas en los morteros.

Las mediciones del potencial de corrosión (E_{corr}), velocidad de corrosión (i_{corr}) y resistividad en las varillas corrugadas embebidas en los morteros, fueron realizadas desde las primeras horas transcurridas al proceso de mezclado, es decir, durante el proceso de fraguado de los morteros a: 2, 6, 8 y 24 horas, hasta que los morteros cumplieron un proceso de curado de hasta 65 días.

Los valores de E_{corr} y resistencia a la polarización lineal (R_p)⁽¹⁶⁵⁾ en las varillas corrugadas fueron obtenidos a través de ensayos *in-situ* (véase la descripción de la técnica en el APÉNDICE V), utilizando un potenciostato-galvanostato marca **ACM INSTRUMENTS GillAC 1199**. Todas las pruebas electroquímicas fueron hechas en la celda formada por el contraelectrodo de grafito (o electrodo de referencia interno), un

electrodo de referencia externo de calomel (Ag/AgCl) y como electrodo de trabajo se utilizó una varilla estructural. La **Figura 29** esquematiza el montaje seguido en dichas pruebas.

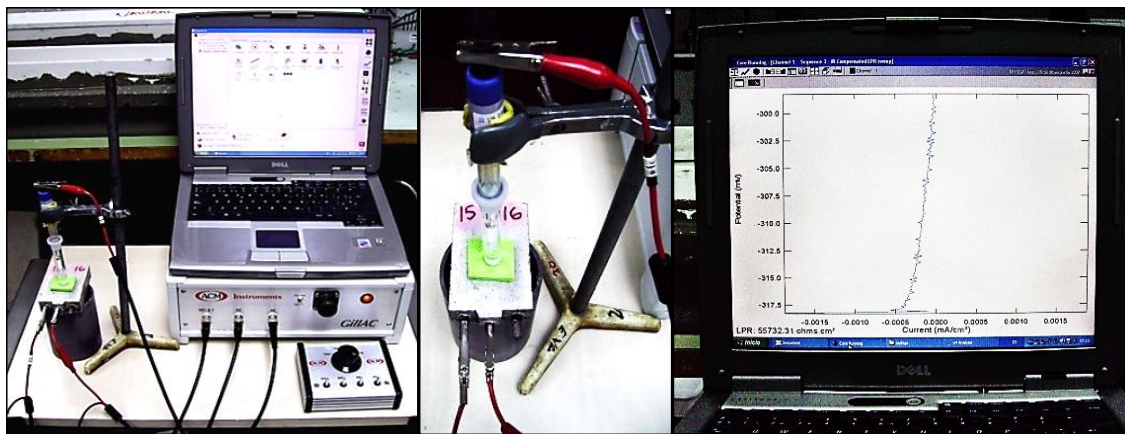


Figura 29.- Equipos necesarios en la determinación de E_{corr} e i_{corr} .

Previo a la determinación de los valores de E_{corr} e i_{corr} , fue realizada una calibración entre el electrodo de referencia interno “grafito” y el electrodo de referencia externo “calomel”. Para ello, fue colocada una esponja húmeda sobre la superficie del mortero, de modo que ésta quedó en dirección paralela a la zona donde se encontraba el área la varilla que previamente se había delimitada durante su encintamiento.

Enseguida, se colocó sobre la esponja húmeda el electrodo de referencia externo y se realizaron las conexiones entre el potenciostato, el electrodo de trabajo (varilla) y el electrodo de referencia interno (grafito), empleando alambres de cobre adaptados con mordazas.

Los valores de potencial de corrosión (E_{corr}) fueron obtenidos utilizando el electrodo de calomelanos saturado. Los valores de i_{corr} , fueron obtenidos aplicando la técnica de resistencia a la polarización lineal (R_p), la cual se realizó iniciando desde el valor a circuito abierto en dirección negativa hasta alcanzar 10mV. Los valores de R_p fueron convertidos a valores de densidad de corriente de corrosión (i_{corr}) utilizando la ecuación de Stern y Geary⁽¹⁶⁶⁾:

$$i_{\text{corr}} = \frac{B}{R_p} \text{ ec. 25}$$

En dicha ecuación, normalmente es asignado un valor de $B = 52 \text{ mV}$ cuando el acero se encuentra en estado pasivo ($E_{\text{corr}} > -250 \text{ mV}$ contra un electrodo de calomel saturado) y un valor de $B = 26 \text{ mV}$ cuando el acero se encuentra en estado activo ($E_{\text{corr}} < -250 \text{ mV}$ contra un electrodo de calomel saturado). En esta investigación, para la obtención de los valores de i_{corr} , se adoptó el valor de **$B = 26 \text{ mV}$** bajo el supuesto de que las varillas en estudio estarían presentando indicio de corrosión.

Una vez obtenidos los valores de i_{corr} , fue aplicada en ellos la ecuación de la ley de Faraday con el fin de estimar la pérdida en masa asociada a estos valores electroquímicos.

$$(i_{\text{corr}} \cdot \frac{t}{F}) = \left(\frac{\Delta W}{(W_m / Z)} \right) \text{ ec. 26}$$

donde i_{corr} es la corriente eléctrica en amperes, t es el tiempo en segundos, F es la constante de Faraday (96, 500 colombios), ΔW es la pérdida de peso debido a la corrosión, W_m el peso molecular del metal y Z es la valencia. En este caso la corriente eléctrica es llamada intensidad de corriente (i_{corr}) y es dada en $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ o $\mu\text{A}/\text{año}$, asumiendo una corrosión uniforme en la varilla estructural embebida en el mortero.

Los valores de resistividad fueron calculados a partir de los valores obtenidos experimentalmente de la caída óhmica, esto, aplicando la siguiente ecuación:

$$R = \rho \frac{L}{A} \text{ ec. 27}$$

Donde ρ es la resistividad del material ($\text{k}\Omega\text{-cm}$)

R es la resistencia (Ω)

L es la longitud (cm)

A es el área (cm²)

Una vez realizadas las determinaciones electroquímicas en las varillas, los valores obtenidos correspondientes a E_{corr} fueron interpretados de acuerdo a los valores establecidos por la norma ASTM C-876-91 ⁽¹⁶⁷⁾ los cuales se muestran en la **Tabla 39**. Los valores de i_{corr} fueron interpretados de acuerdo a la clasificación propuesta por la Red Iberoamericana DURAR ⁽¹⁶⁸⁾ según se resume en la **Tabla 43** y los valores de resistividad se interpretaron de acuerdo con los valores experimentales reportados por Alonso y Feliu ^(169, 170) mostrados en la **Tabla 47**.

Además, se determinó el valor promedio o “MEDIA” en sus valores de potencial de corrosión (E_{corr}), velocidad de corrosión (i_{corr}) y resistividad (ρ), así como la pérdida de masa en las varillas de refuerzo asociada a los ensayos electroquímicos (calculada a partir de los valores de obtenidos de i_{corr}) y la obtenida mediante ensayos gravimétricos.

Tras el análisis de los datos obtenidos, su representación gráfica y su interpretación de acuerdo a los criterios antes citados, fueron seleccionados los morteros en los cuales las varillas embebidas presentaban indicio de corrosión, con el fin de corroborar dicho fenómeno de corrosión de manera visible y analítica.

Para ello, se procedió a fracturar los morteros con ayuda de un cincel y martillo, de manera que las varillas fueron extraídas del interior de los morteros. Posteriormente fue retirado de la superficie de las varillas el exceso de partículas de mortero, así como el encintamiento que había sido colocando antes de que hubiesen sido embebidos en los morteros.

Después, fueron analizados de manera visual y por microscopía con el fin de detectar en cada varilla si estas presentaban corrosión por picaduras. Enseguida, las varillas fueron sometidas a un proceso de limpieza para realizar el cálculo de pérdida de material asociada al fenómeno de corrosión y de esta manera compararla con la pérdida de

material reportada por la técnica electroquímica. Además, las propiedades físicas de los morteros como: el porcentaje de agua evaporable, porosidad, y pH, fueron determinadas con la finalidad de encontrar en los resultados de estas pruebas, una respuesta a los fenómenos de corrosión presentados en las varillas corrugadas embebidas en los morteros.

4.4.3.- Determinación de las propiedades físicas en morteros y varillas corrugadas

4.4.3.1.- Prueba de pérdida de agua evaporable

Esta prueba fue realizada para determinar la influencia del agua contenida en la red de poros de la matriz cementante y agregados con respecto a los resultados obtenidos durante las pruebas electroquímicas efectuadas en las varillas. Para esto se empleó el siguiente procedimiento (ilustrado en la **Figura 30**):

- Se tomaron 2 secciones del mortero fracturado y se pesaron.
- Las secciones fueron colocadas en vidrios de reloj y se introdujeron en un horno a 105°C por 24 horas.
- Una vez transcurridas las 24 horas, las secciones fueron extraídas del horno y se introdujeron en un desecador dejándolas enfriar a temperatura ambiente (24°C). Posteriormente se determinó el cambio en peso atribuido a la pérdida de agua ocasionada por la temperatura a la que fueron sometidas.



Figura 30.- Procedimiento para la determinación de la pérdidas de agua evaporable.

4.4.3.2.- Prueba de pH.

Esta prueba fue realizada para determinar la alcalinidad de la solución de los poros en la cual las varillas corrugadas estuvieron expuestas durante las pruebas electroquímicas antes de ser extraídas de los morteros. Para la determinación del pH, se efectuó el siguiente procedimiento (**Figura 31**):

- Se tomó una sección del mortero fracturado y se trituró en un recipiente de porcelana hasta obtener un polvo de 150 micras aproximadamente.
- Una vez triturado el mortero, se tomó una muestra de 10 g y se colocó en un dispositivo de agitación magnética con 10ml de agua destilada durante 3 minutos.
- Posteriormente se tomó la lectura del pH hasta obtener valores estables.



Figura 31.- Procedimiento para la determinación del pH.

4.4.3.3. Prueba de porosidad abierta.

Esta prueba fue realizada en los morteros una vez realizados los ensayos electroquímicos, mediante el procedimiento descrito por la técnica de absorción de agua (principio de Arquímedes, Norma ASTM C-642-97 ⁽¹⁷¹⁾) el cual es ilustrado en la **Figura 32**:

- Se depositó agua en un recipiente hasta $\frac{3}{4}$ del volumen y se colocó en una parrilla de calentamiento.
- Se introdujo una malla metálica y se colocaron algunas secciones de los morteros fracturados cuidando que no estuvieran en contacto unas con otras, así como con ninguna parte de la superficie o paredes recipiente. Esto se realizó a 25°C (temperatura ambiente) con la finalidad de prevenir un choque térmico y evitar la fractura.
- Enseguida se calentó la muestra por encima de los 100°C durante 5 horas. En este lapso de tiempo el nivel del agua en el recipiente, siempre se mantuvo por arriba de las secciones de mortero.
- Posteriormente la parrilla fue apagada y la muestra permaneció sumergida en el agua durante 12 horas. Después de este periodo las secciones se secaron con ayuda de un trapo semihúmedo y se determinó su peso húmedo (W).
- Además, se preparó un recipiente con agua al cual fue introducido un dispositivo que se encontraba anclado de la parte baja de una báscula analítica. Dicho dispositivo fue utilizado para colocar cada una de las secciones de morteros y se les determinó su peso suspendido en agua (S).
- Posteriormente las secciones de morteros fueron sometidas a 180°C por 24 horas. Después se enfriaron a temperatura ambiente (25°C) y se determinó el peso en seco (D).

En base a los resultados obtenidos de peso húmedo, suspendido en agua y seco, fue posible calcular los valores de porosidad aparente en cada una de las secciones de morteros aplicando la siguiente fórmula:

$$PA = \left(\frac{W - D}{V} \right) * 100 \text{ ec. 28}$$

donde D= Peso en seco, S= Peso suspendido en agua, W= Peso Húmedo.



Figura 32.- Procedimiento para la determinación de la porosidad.

4.4.3.4.- Determinación de la pérdida de masa de las varillas mediante el método gravimétrico.

- Tras fracturar los morteros, las varillas embebidas en éstos fueron extraídas y cuidadosamente se les retiró el encintamiento y las incrustaciones de mortero adheridas en la superficie (**Figura 33**).
- Posteriormente las varillas fueron sumergidas en una solución de agua/ácido clorhídrico en relación 1:1 mezclada con 3 g/l de urotropina, con el fin de retirar todas las partículas de cemento y todos los óxidos adheridos en la superficie de las varillas.
- El tiempo de exposición de las varillas en esta solución fue variable y dependió de la cantidad de óxidos presentes en estas.

- Una vez que las varillas se observaron limpias, se enjuagaron con agua destilada y acetona. Después se secaron aplicándoles aire caliente y se pesaron en una balanza analítica con exactitud de 4 dígitos.



Figura 33.- Procedimiento para la determinación del as perdidas gravimétricas.

4.5. Etapa 3: morteros rectangulares y cilíndricos empleados para determinación de propiedades físicas y mecánicas

4.5.1. Elaboración de los morteros.

4.5.1.1. Variables empleadas en el diseño de mezclas de morteros

Para la elaboración de los morteros rectangulares (**Figura 35**) fueron empleados los siguientes materiales:

- Cemento portland compuesto (CPC 30R de acuerdo con la NMX C-414-ONNCCE⁽³³⁾).
- Arena # 4 de tipo caliza
- Residuo geotérmico nanosílice (NSG), con concentraciones de cloruros totales en el NSG de 0, 10 y 20% en peso con respecto al peso del NSG o Humo de sílice (SF).
- Agua destilada
- Superplastificante comercial Glenium 3150 base policarboxilato en un porcentaje del 1.5 % en peso con respecto al peso del material cementante.

- Las relaciones arena/cementantes y agua/cementantes que se utilizaron fueron 3 y 0.5 respectivamente y los niveles de sustitución de cemento portland por NSG o SF de 0, 10 20 y 30%. Previo al proceso de mezclado, todos los materiales fueron pesados de acuerdo a su dosificación propuesta en la **Tabla 14** y **Tabla 15**.

Tabla 14.- Dosificación de materiales requeridos en la elaboración de mezclas de morteros rectangulares (valores expresados en kg/m³).

	CPC	Nivel de reemplazo (kg/m ³)		
	100%	10%R	20%R	30%R
Cemento	200	180	160	140
Material de reemplazo (NSG o SF)	-	20	40	60
Arena		600	600	600
Agua		100	100	100
Superplastificante (1.5% peso)		3	3	3
Total	903	903	903	903

Tabla 15.- Dosificación de materiales requeridos en la elaboración de mezclas de morteros rectangulares (valores expresados en % en peso).

	CPC	Nivel de reemplazo (kg/m ³)		
	100%	10%R	20%R	30%R
Cemento	22.15	19.93	17.72	15.50
Material de reemplazo (NSG o SF)	-	2.21	4.43	6.64
Arena	66.45	66.45	66.45	66.45
Agua	11.07	11.07	11.07	11.07
Superplastificante (1.5% peso)	0.33	0.33	0.33	0.33
Total	100.00	100.00	100.00	100.00

4.5.1.3. Proceso de mezclado

- La preparación del mortero consistió en agregar CPC y NSG en el interior de un recipiente el cual fue tapado herméticamente y agitado por un lapso de 2 minutos, con el fin de homogenizar los materiales en seco.
- Posteriormente los materiales cementantes fueron vaciados al interior del tazón de una batidora en el cual se encontraba la cantidad de arena requerida para el mezclado y fueron mezclados en seco por un lapso de 2 minutos
- Tras el mezclado de materiales en seco, inmediatamente fue agregada a la mezcla la mitad del agua (cabe señalar que el agua había sido previamente preparada con la cantidad de superplastificante requerido) necesaria para el proceso de mezclado y fueron homogenizados en la batidora por un lapso de 30 s a una velocidad baja.
- El proceso de mezclado se detuvo durante 30 s para remover el material adherido a las paredes e inmediatamente después, la batidora fue encendida y se agregó lentamente a la mezcla el resto del agua. La velocidad de mezclado utilizada fue 20 s en velocidad lenta, 20 s en velocidad media y 20 s en velocidad alta.

4.5.1.4. Proceso de vaciado y vibrado

- Después, la mezcla de mortero fue depositada en moldes rectangulares de acero inoxidable 304 diseñados de acuerdo a la norma ASTM C490-04⁽¹⁷²⁾ de 25 x 25 x 285 mm (**Figura 34**), previamente engrasados. Los moldes fueron llenados hasta un 70% de su capacidad volumétrica y se colocaron en la mesa vibradora por 30 s.

- Posteriormente fue depositado el resto de la mezcla de mortero de manera que los moldes sobrepasaron el llenado (~115% de su capacidad volumétrica), para colocarlos en la mesa vibradora por un lapso de 30 segundos.
- Con ayuda de una espátula fue retirado el exceso de mezcla de mortero de manera que los moldes quedaron al 100% de su capacidad volumétrica. A su vez, con la espátula se realizó el proceso de enrasado en la mezcla de mortero dejándola con un acabado superficial plano y de apariencia liso.
- Finalmente, los moldes rectangulares fueron envueltos con una capa de plástico y toallas húmedas tratando de que quedaran herméticamente cerrados, con la finalidad de evitar la pérdida de humedad. Los moldes se colocaron en el interior de las cámaras isotérmicas para efectuar el proceso de fraguado de la mezcla.

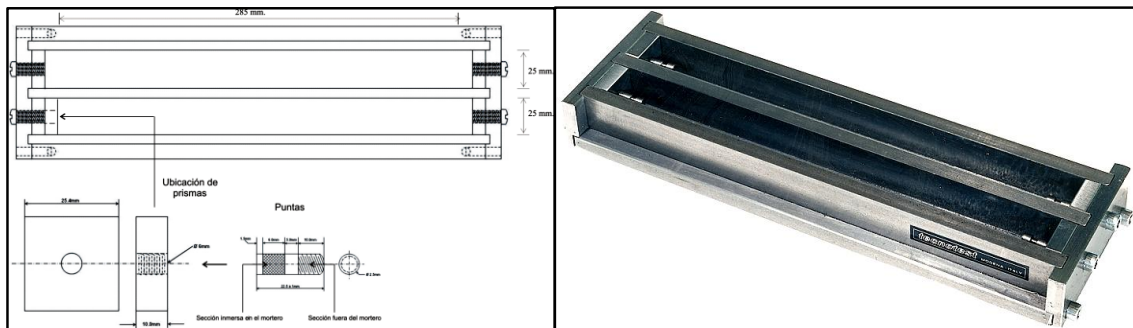


Figura 34.- Descripción general de los moldes empleados para las pruebas de medición de la variación longitudinal en morteros rectangulares.

4.5.1.6. Proceso de fraguado y curado

- Se utilizaron temperaturas de fraguado y curado de 10, 20 y 60°C.
- Los moldes permanecieron empaquetados por un lapso de 24 h (tiempo de fraguado). Una vez transcurrido este tiempo, los morteros se curaron durante 20

días en contenedores con agua saturada con hidróxido de calcio, la cual se encontraba acondicionada a la temperatura correspondiente.

Los morteros cilíndricos necesarios en la determinación de las propiedades mecánicas, fueron fabricados con la misma mezcla realizada para los morteros rectangulares. Además, el proceso de vaciado, vibrado, empaquetado, fraguado y curado realizado en estos morteros cilíndricos fue el mismo realizado para los concretos, el cual fue descrito en las páginas **63** y **65**.

4.5.2. Determinación de la variación longitudinal en morteros rectangulares.

La variación longitudinal que los morteros exhibían fue determinada desde las primeras 24 horas, una vez terminado el fraguado y durante el curado a 1, 3, 7, 14, 21, y 28 días. Para ello se utilizó un comparador de longitud con resolución de hasta milésimas de milímetro (Humboldt, H-3250D) con indicador digital.

Los valores obtenidos en cada edad fueron el promedio de 4 lecturas. Los porcentajes de cambio de longitud fueron obtenidos de acuerdo a lo descrito en la norma ASTM C490-04⁽¹⁷²⁾.



Figura 35.- Procedimiento empleado en la elaboración de morteros.

CAPÍTULO V

RESULTADOS Y DISCUSIONES

5.1. Caracterización de materias primas

5.1.1. Materiales cementantes

5.1.1.1. Composición química

La **Tabla 16** presenta los resultados del análisis químico realizado a cada uno de materiales cementantes. Es posible observar que el cemento presentó un alto contenido de álcalis con respecto al mínimo valor estipulado por normatividad y sugerido por diversos autores (0.6% como Na_2O equivalente⁽⁴³⁾). Por tanto puede esperarse que este contenido de álcalis en el cemento llegue a propiciar con el tiempo a través de los procesos de hidratación, reacciones expansivas en los concretos y morteros.

Adicionalmente, se aprecia que el residuo de nanosílice geotérmica exhibe un alto contenido en SiO_2 , el cual supera el 70% en peso, mínimo valor requerido por la norma ASTM C618-05⁽¹⁷³⁾ para que este material sea considerado como puzolánico.

Además, el NSG con 0% de cloruros, exhibe una concentración mayor de sílice en comparación con el humo de sílice, por lo que podría esperarse que el NSG presente mejores propiedades mecánicas y de durabilidad en los morteros y concretos^(174, 175).

Por otro lado, se puede observar que las muestras con 10 y 20% de cloruros, exhiben en su composición altas concentraciones de álcalis, por lo que es posible que las mezclas diseñadas con estos materiales lleguen a presentar fenómenos de expansión atribuidos a la formación de sal de Friedel y reacción álcali sílice.

Tabla 16.- Composición química propiedades físicas de los materiales cementantes.

	CPC	SF	NSG 0% Cl	NSG 10% Cl	NSG 20% Cl
Na ₂ O, %	0.36	0.17	0.32	7.71	13.87
MgO, %	1.27	0.42	-	-	0.08
Al ₂ O ₃ , %	4.46	0.42	0.09	0.23	0.35
SiO ₂ , %	18.51	95.89	98.36	76.88	59.12
P ₂ O ₅ , %	0.08	0.06	-	-	-
SO ₃ , %	3.26	0.45	0.03	0.13	0.33
Cl, %	-	-	0.06	9.75	16.88
K ₂ O, %	0.87	0.41	0.23	1.79	2.87
CaO, %	67.45	0.61	0.45	0.70	0.93
TiO ₂ , %	0.21	-	-	-	0.02
Mn ₂ O ₃ , %	0.13	0.03	0.05	0.04	0.03
Fe ₂ O ₃ , %	2.61	1.22	0.04	0.16	0.27
*P. I., %	0.79	0.29	0.31	2.55	5.18
**R. I., %	-	0.03	0.05	0.06	0.09
Total	100	100	100	100	100
Densidad (g/cm ³)	3.03	2.20	2.04	2.08	2.10
Área BET (m ² /g)	0.88	24.66	8.56	39.03	58.27

- : No aplica

* P. I.: Pérdidas por ignición a 950°C.

**R. I.: Residuos insolubles.

Respecto al área superficial mostrada en cada uno de los materiales cementantes, puede apreciarse que el NSG exhibe valores muy altos por lo que puede ayudar en la formación de matrices cementantes más densificadas, lo que puede verse reflejado en resistencias a la compresión más altas con respecto a las presentadas en los especímenes elaborados con 100% de CPC. El humo de sílice exhibió una área superficial similar a la reportada por otros autores ⁽¹⁷⁶⁾, la cual es menor a la obtenida para el NSG con 10 y 20% de cloruros y relativamente similar a la del NSG con 0 % de cloruros.

5.1.1.2. Composición mineralógica

La **Figura 36** presenta los patrones de difracción de rayos-X del HS y el NSG en sus 3 concentraciones de cloruros totales.

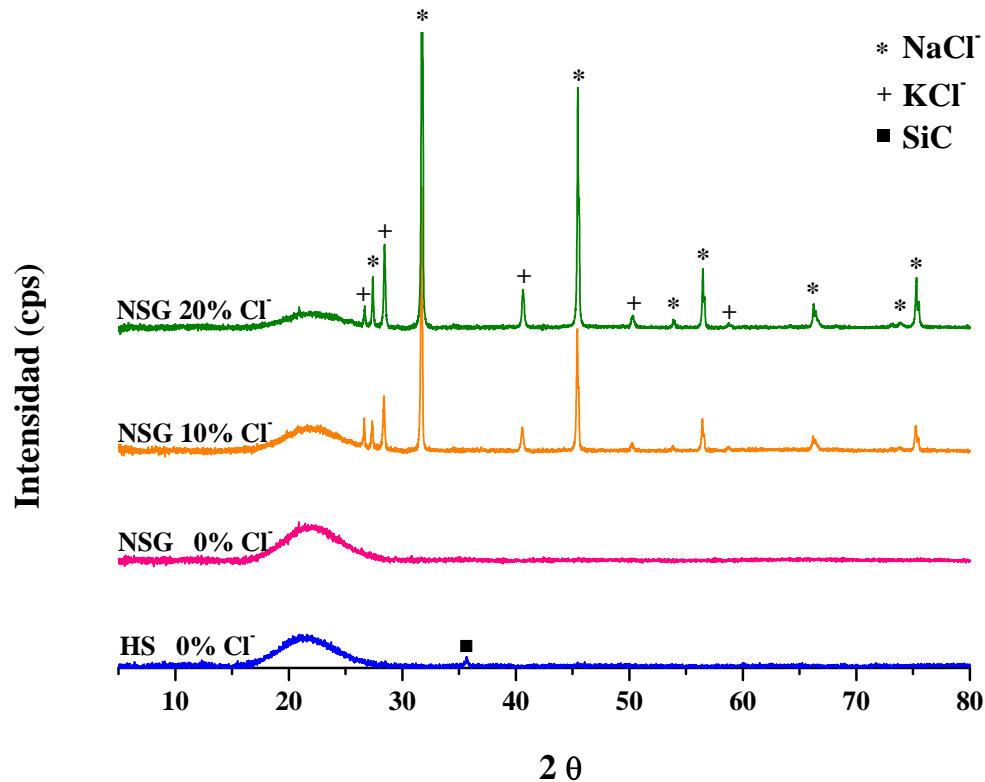


Figura 36.- DRX correspondiente a los materiales cementantes empleados.

En dichos espectros se puede observar que todos los materiales suplementarios exhiben un halo amorfo en el rango de 20-30 respecto al ángulo 2θ . Este halo amorfo es característico de los materiales silicoaluminosos ^(177 - 179) y puede proporcionar un indicativo sobre el alto grado de reactividad de los materiales empleados.

Además, se observaron las reflexiones características correspondientes a los compuestos de NaCl y KCl, en el NSG de 10 y 20 %Cl⁻. También fue observado que el HS presenta carburo de silicio, lo que puede ser debido a que es un subproducto proveniente de la industria de la fundición en la que se produce silicio y ferrosilicio mediante la reducción de sílice con mineral de carbón.

5.1.1.3. Propiedades Físicas

La **Figura 37** presenta la distribución del tamaño de partícula que presentaron los materiales cementantes al ser analizados mediante difracción laser.

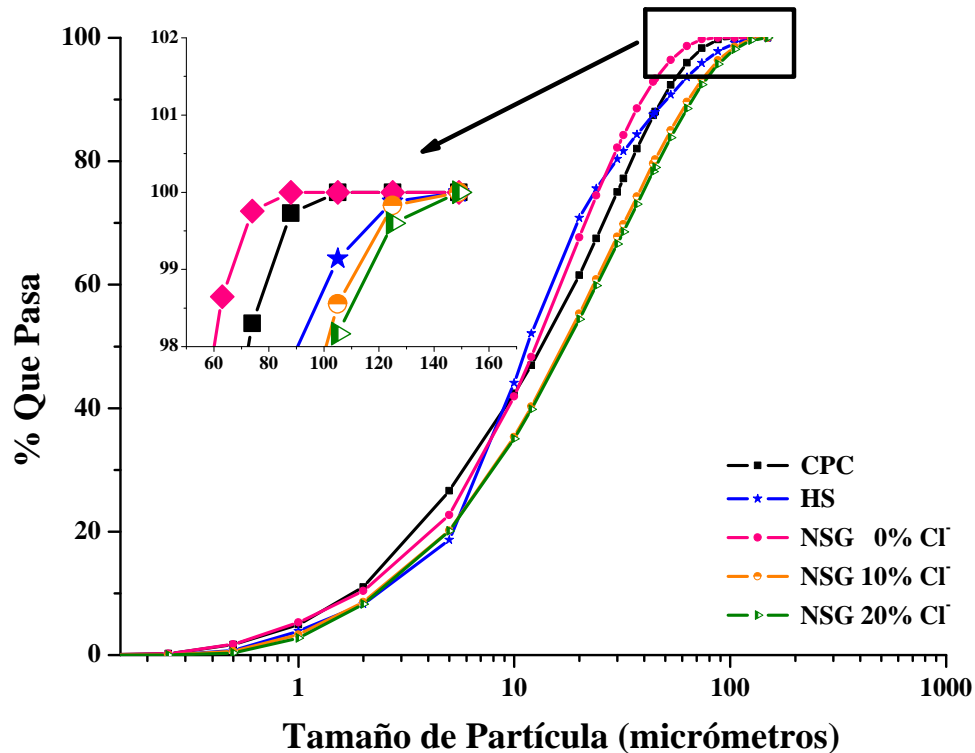


Figura 37.- Distribución de tamaño de partícula de los materiales cementantes.

En dicha gráfica se puede apreciar que el NSG de 20% de CI posee un tamaño de partícula menor en comparación con el obtenido en el CPC y el resto de los materiales cementantes, lo que concuerda con los resultados obtenidos en los análisis de área superficial.

También se puede observar que el NSG de 0% de CI presenta valores muy similares de tamaño de partícula a partir de las 70 μ m, lo que puede ser debido a que este material tiene mucha facilidad para aglomerarse y consecuentemente a partir de este valor los resultados de tamaño de partícula ya no son confiables.

Lo anterior puede sustentarse con los resultados obtenidos en área superficial, los cuales muestran que el NSG de 0% de Cl^- tiene mayor área superficial que el CPC. Cabe señalar que este fenómeno de aglomeramiento de partículas exhibido en el NSG ha sido reportado en otros trabajos de investigación en los cuales dicho material también ha sido utilizado como sustituto de CPC ^(23, 180).

5.1.2. Agregados

5.1.2.1. Composición mineralógica

Los espectros de DRX mostrados en la **Figura 38** confirman que los agregados empleados en esta investigación corresponden a materiales de tipo caliza (agregado no reactivo), ya que las reflexiones obtenidas en los espectros son las características de las fases calcita cuyos ángulos 2θ son 23, 29.4, 36, 39.4, 43.1, 47.5 y para la dolomita en los ángulos 30.86, 41.04, 44.85.

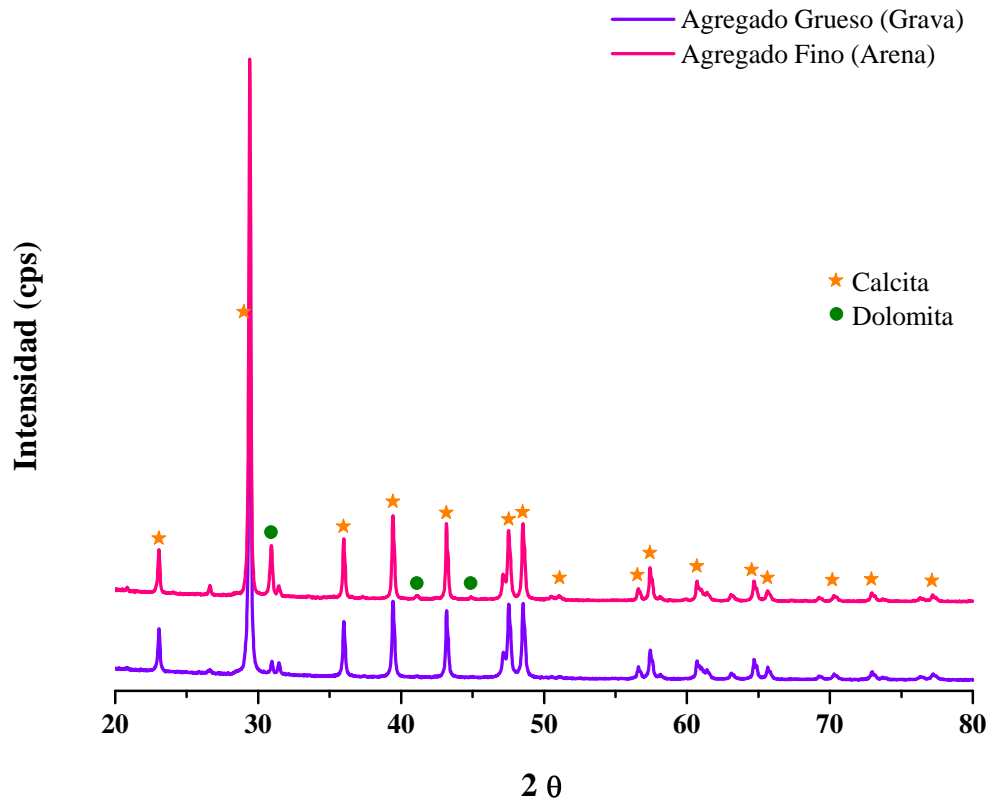


Figura 38.- DRX de los agregados (tipo caliza).

Esta última es considerada como una impureza en los agregados y puede propiciar fenómenos detrimentales en los concretos elaborados con este tipo de agregados ^(181, 182) como la desdolomitización, mediante la cual es producida brucita ($Mg(OH)_2$), fase que es altamente expansiva.

5.1.2.2. Distribución granulométrica

La **Figura 39** presenta los gráficos generados por los valores de distribución granulométrica obtenida en los agregados empleados en esta investigación, cuyos datos fueron obtenidos de la **Tabla 17**. En dichos gráficos se muestran los resultados de tres análisis realizados tanto en arena como en grava, así como el promedio de éstos tres análisis.

Tabla 17.- Valores de distribución granulométrica de los agregados finos y gruesos.

	Tamiz	Peso retenido (grs)			% Retenido			% Retenido acumulado			% Que pasa			%PQP
Grava	1 ½"	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	100.00	100.00	100.00	100.00
	1"	25.70	0.00	0.00	0.77	0.00	0.00	0.77	0.00	0.00	99.23	100.00	100.00	99.74
	¾ "	140.50	179.50	216.00	4.66	6.29	7.43	5.43	6.29	7.43	94.57	93.71	92.57	93.62
	½"	1136.60	1404.70	1347.50	38.40	49.25	46.32	43.83	55.54	53.75	56.17	44.46	46.25	48.96
	3/8"	702.40	666.40	671.20	23.69	23.36	23.07	67.52	78.90	76.83	32.48	21.10	23.17	25.58
	4	535.50	495.40	451.60	18.04	17.37	15.53	85.56	96.27	92.35	14.44	3.73	7.65	8.61
	8	80.13	29.37	50.90	2.61	1.03	1.75	88.17	97.30	94.10	11.83	2.70	5.90	6.81
	Charola	352.22	77.08	171.60	11.83	2.70	5.90	100.00	100.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00
	TOTAL	2973.05	2852.45	2908.80	100.00	100.00	100.00							
		M1	M2	M3	M1	M2	M3	M1	M2	M3	M1	M2	M3	
Arena	3/8"	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	100.00	100.00	100.00	100.00
	4	8.00	8.30	13.40	0.29	0.29	0.44	0.29	0.29	0.44	99.71	99.71	99.56	99.66
	8	274.50	291.00	308.30	9.81	10.08	10.15	10.09	10.37	10.59	89.63	89.91	89.41	89.65
	16	858.10	954.40	1056.80	30.66	33.06	34.78	40.75	43.43	45.37	56.57	59.25	54.63	56.82
	30	445.20	420.00	416.90	15.91	14.55	13.72	56.65	57.98	59.09	42.02	43.35	40.91	42.09
	50	517.00	493.20	508.70	18.47	17.09	16.74	75.12	75.07	75.83	24.93	24.88	24.17	24.66
	100	403.40	424.50	422.70	14.41	14.71	13.91	89.54	89.77	89.74	10.23	10.46	10.26	10.32
	200	214.30	212.30	218.00	7.66	7.35	7.17	97.19	97.13	96.92	2.87	2.81	3.08	2.92
	Charola	78.60	82.90	93.70	2.81	2.87	3.08	100.00	100.00	100.00	0.00	0.00	0.00	0.00
TOTAL	2799.10	2886.60	3038.50	100.00	100.00	100.00								

Dichos valores corresponden a los valores del porcentaje que pasa (%PQP). Se puede apreciar en la **Figura 39A**, la distribución de tamaños de granos que exhibió el agregado fino (arena) tras el análisis de muestras representativas. De manera general se

muestra que la mayor cantidad de agregado es retenido en la malla número 4, lo cual evidencia que la arena utilizada corresponde a esta clasificación (tipo #4). Así mismo, la **Figura 39B**, evidencia que los agregados gruesos corresponden a grava de $\frac{3}{4}$.

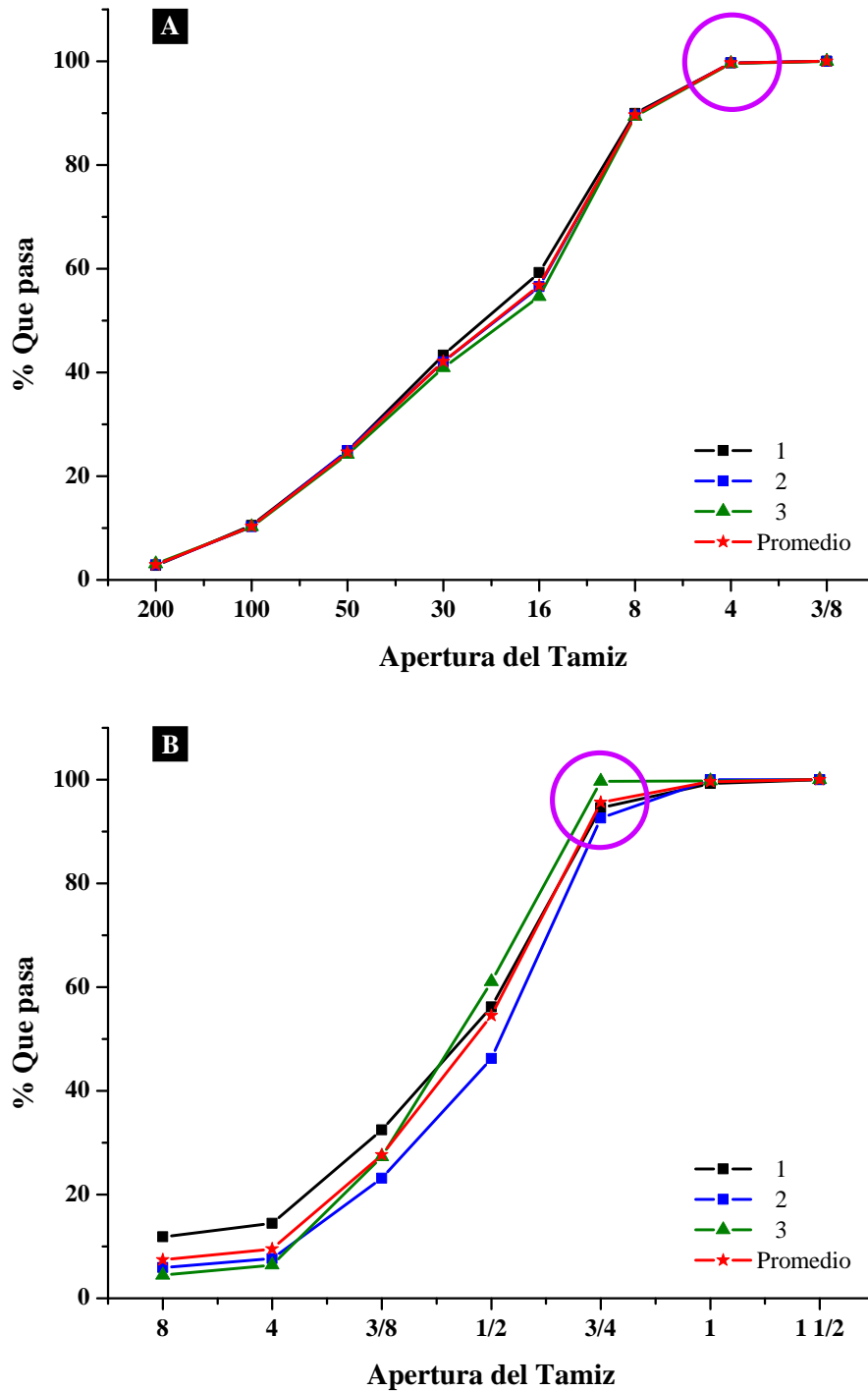


Figura 39.- Distribución granulométrica de los agregados.

5.2. Concretos

5.2.1. Resultados de resistencia a la compresión (RC)

En este apartado se presentan los gráficos producidos a partir de los valores de resistencia a la compresión (RC) que fueron obtenidos en todos los concretos, los cuales fueron curados en tres ambientes de temperatura (10, 20 y 60°C) y ensayados a diferentes edades de curado (1, 3, 7, 14, 28, 90, 180 y 360 días).

La **Figura 40** muestra los gráficos generados a partir de los valores de RC mostrados en **Tabla 18**, **Tabla 19** y **Tabla 20** (véase **pág. 107**). Dichos valores corresponden a los resultados obtenidos en los ensayos de RC realizados en los concretos con NSG de 0% de CI. En los gráficos, las variables de temperatura (10, 20 y 60°C) y % de reemplazo (%R) de NSG (10, 20 y 30) jugaron un papel importante en los resultados de RC obtenidos. De manera general se puede mencionar que después de 360 días de curado, los concretos reemplazados por CPC con NSG, exhibieron una ganancia en los valores de RC con respecto al incremento en porcentaje de reemplazo, lo cual se sustenta con los resultados obtenidos a un 30%R donde se alcanzaron valores en la RC en un 21.96% (10°C), 15.15% (20°C) y 7.49% (60°C) mayores a los obtenidos con respecto a concretos elaborados con 100% de CPC.

Además, haciendo una comparación entre los valores de RC de los concretos sustituidos en 30%R de NSG por CPC (curados a 10°C) y los valores de RC exhibidos por el resto de los niveles de reemplazo, se puede decir que al sustituir 30%R se obtienen valores en RC mayores en un: 21.95% con respecto a los concretos de 100% de CPC, 17.43% con respecto a los de NSG de 10%R y 14.87% con respecto a los de NSG de 20%R. Estos resultados son atribuidos a la efectividad de la reacción puzolánica del NSG, de manera que al tener mayor NSG en la matriz cementante, existe mayor posibilidad de que éste produzca más gel CSH y consecuentemente la matriz sea más compacta mejorando los valores de RC. Una alta actividad puzolánica en otras investigaciones en la cuales se ha utilizado nanosílice como material de reemplazo de cemento ya ha sido reportada previamente ^(183, 184). Además es importante señalar que de acuerdo con estudios

realizados por Quercia ⁽¹⁸⁵⁾, quien a su vez refiere a Qing ⁽¹⁸⁶⁾ y Lin ⁽¹⁸⁷⁾, las partículas de nanosílice empleadas en la elaboración de morteros y concretos actúan como sitios de nucleación para la precipitación de gel CSH, logrando con ello un mejoramiento en los resultados de RC, efecto también observado con el uso de NSG de 0% Cl⁻.

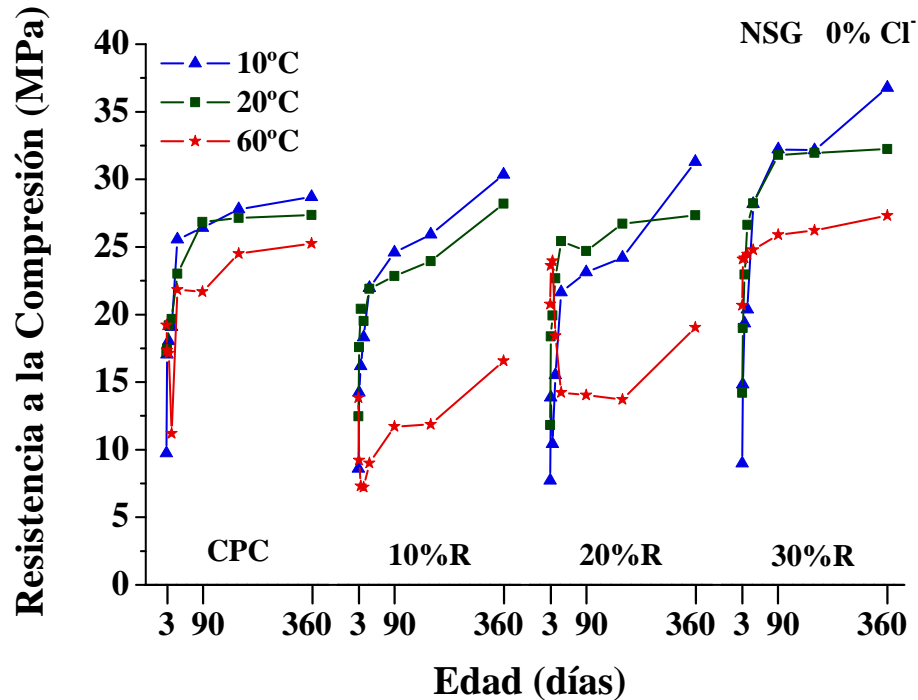


Figura 40.- Resultados de resistencia a la compresión obtenidos en concretos reemplazados en 0, 10, 20 y 30 de NS de 0% Cl⁻ por CPC curados a 10, 20 y 60°C.

Por otro lado, tras evaluar los efectos que fomenta la temperatura de curado sobre la evolución en el incremento de la RC de los concretos en estudio, se observó que a 20°C las resistencias obtenidas durante los primeros días de curado (3días) son más mayores respecto a las obtenidas a 10°C: 23.02% en los concretos de 100% de CPC, 24.99% en los de NSG de 10%R, 29.64% en los de NSG de 20%R y 29.32% en los de NSG de 30%R. Esto se debe a que las bajas temperaturas de curado fomentan una disminución en el calor de hidratación y consecuentemente retardan el tiempo de fraguado y curado, de manera que los concretos reflejan resistencias bajas a edades tempranas y a edades tardías éstas resistencias se ven incrementadas ⁽¹⁸⁸⁾, tal y como fue observado en los concretos que fueron expuestos en el ambiente de 10°C, los cuales a 365 días de curado exhibieron mayores valores en RC con respecto a los curados a 20°C. Haciendo un

análisis de estos valores, podemos decir que los concretos curados a 10°C superan en RC con respecto a los que fueron curados a 20°C en: 4.64% (100% de CPC), 7.15% (NSG de 10%R), 12.65% (NSG de 20%R) y 12.29% (NSG de 30%R).

También, en dicha **Figura 40** puede apreciarse que a las temperaturas de 10 y 20°C, en todos los niveles de reemplazo, los valores de RC incrementan con el tiempo de curado; ello se debe a que los cementos anhidros siguen reaccionando produciendo con ello gel CSH y CH, de manera que el CH es aprovechado por el NSG para continuar también con su proceso de hidratación y de esta manera seguir produciendo CSH densificando la matriz cementante y como consecuencia incrementando la RC.

Por otro lado, haciendo una comparación entre los valores de RC obtenidos a 10 y a 60°C, se puede observar que existen cambios muy significativos en RC a las mismas edades de curado, lo cual es atribuido a que la temperatura de curado impacta de manera drástica en los procesos de hidratación de dichos concretos, es por ello que a edades muy tempranas de curado, los concretos expuestos en el ambiente de 60°C exhibieron valores en RC muy altos en comparación con los obtenidos a 10°C, prueba de ello es que al primer día de curado, los concretos expuestos en el ambiente de 60°C superan en RC a los expuestos en el ambiente de 10 en 49.33% con respecto a los concretos de 100% de CPC, 37.83% a NSG de 10%R, 62.80% a NSG de 20%R y 56.57% a NSG de 30%R. Se ha reportado que el proceso de reacción de los materiales puzolánicos inicia entre los 3 y 14 días, tiempo en el cual las fases anhidras contenidas en el cemento reaccionan entre un 70 y 80% ⁽¹⁸⁹⁾, por tanto es de esperarse que a 60°C se obtengan mayores resistencias al primer día ya que a esta temperatura hay una aceleración en los procesos de hidratación, por tanto, se genera una mayor producción de CSH y CH, de manera que este último se encuentra disponible para reaccionar con el NSG y producir más gel CSH, incrementando la RC.

Este fenómeno ha sido analizado por Ezziane ⁽¹⁹⁰⁾ que a su vez refiere a Escalante ⁽¹⁹¹⁾ y a Roy ⁽¹⁹²⁾, quien estudió el efecto de la temperatura de curado sobre las propiedades de resistencia a la compresión en morteros reemplazados con puzolanas naturales y observó que tras emplear una temperatura de curado de 60°C, se promovieron en los morteros

una rápida generación de hidratos (gel CSH) que es acompañada por una porosidad alta la cual al término del curado promovió una caída en los valores de RC.

De acuerdo a Verbeck y Helmuth ⁽¹⁹³⁾, al curar probetas de cemento a altas temperaturas, las resistencias a las primeras edades presentan un aumento significativo, sin embargo este efecto se invierte conforme transcurre el tiempo de curado, lo que sugiere que el incremento en la temperatura puede ser perjudicial a edades avanzadas.

Este efecto también fue reportado por Scrivener y Weiker ⁽¹⁹⁴⁾ y por Kjellsen y cols. ⁽¹⁹⁵⁾, donde comparan la resistencia de diferentes muestras que fueron curadas a 5°C y 50°C, Verbeck y Helmuth señalaron que el aumento de la temperatura da como resultado una distribución no uniforme de los productos de hidratación dentro de la matriz de cemento y por lo tanto una matriz más porosa, mientras que a bajas temperaturas se cuenta con el tiempo suficiente para la difusión y precipitación de los productos de hidratación, dando como resultado una matriz más uniforme.

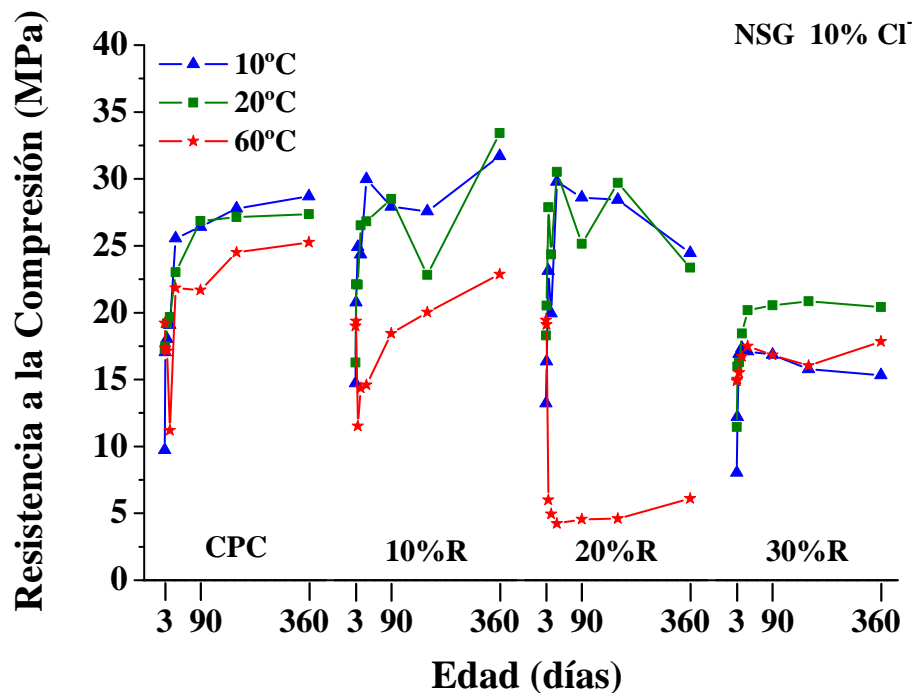


Figura 41.- Resultados de resistencia a la compresión obtenidos en concretos reemplazados en 0, 10, 20 y 30 por NSG de 10%Cl⁻ y curados a 10, 20 y 60°C.

El gráfico mostrado en la **Figura 41**, fue generado a partir de los valores de RC mostrados en la **Tabla 21**, **Tabla 22** y **Tabla 23** (véase **pág. 107**), los cuales corresponden a los concretos elaborados con NSG de 10% de Cl⁻. En dicha figura es posible observar que la presencia de los cloruros en los concretos jugó un papel importante en los procesos de hidratación de los concretos, promoviendo en la mayoría de los casos una aceleración en los procesos de fraguado de los concretos reflejado en un incremento en los valores de RC a edades tempranas. Dichos valores de RC son mayores en comparación con los valores de RC de los concretos no adicionados con cloruros. Sin embargo, la adición de los cloruros en los concretos promovió reducciones en la RC a periodos de curado largos, tal es el caso de los concretos curados a 10 y 20°C, y en el caso de los concretos curados a 60°C, esta reducción se acentuó en los primeros días de curado. En los concretos curados a 10 y 20°C, la caída en la resistencia mecánica puede ser atribuida a que los cloruros fomentaron la formación de la sal de Friedel (**Figura 73**) y gel de reacción álcali sílice (**Figura 75**).

Además, en dicho gráfico se puede apreciar que a 10% de reemplazo, los cloruros de sodio y potasio no afectaron las propiedades mecánicas de los concretos ya que a un año de curado manifestaron una ganancia de RC en comparación con obtenida en los concretos elaborados con 100% de CPC en: 9.45% a 10°C, 18.14% a 20°C. Este comportamiento puede atribuirse a la alta actividad puzolánica del NSG siendo promotor en la producción de gel CSH, que en conjunto con el gel CSH producido por el cemento, adsorbieron los iones cloruro minimizando la formación de sal de Friedel, de manera que esta fase no repercutió de manera negativa en los valores de RC obtenidos.

Sin embargo, este comportamiento no fue observado a 60°C, ya que los concretos adicionados mostraron una pérdida en RC del 10.44% en comparación con los concretos elaborados con 100% de CPC. Esto puede atribuirse a que en estos concretos durante los primeros días de curado fue desarrollada sal de Friedel, la cual al descomponerse debido a la alta temperatura de curado, fomentando un agrietamiento inicial y la posterior FTE, lo que se corroboró con los espectros DRX correspondientes a estos concretos y que son mostrados en la **Figura 48**.

Por otro lado, se observó que los concretos con 20% de NSG, curados a 20°C, mostraron una ganancia en RC muy evidente hasta los 28 días de curado, de tal modo que al efectuar una comparación entre estos y los elaborados con 100% de CPC y curados a esta misma temperatura, se observó un incremento en la RC de 24.56%. Sin embargo, la RC de estos concretos tendió a disminuir con el tiempo de curado, de manera que a los 360 días exhibieron una reducción de un 23.46% con respecto a su resultado mostrado a los 28 días de curado, y en comparación con los concretos elaborados con 100% de CPC (360 días) mostraron una disminución de un 14.61%.

Haciendo una comparación entre los valores de RC obtenidos en concretos con 100% CPC y con 30% de NSG de 10% de Cl⁻, se puede decir que al término del proceso de curado, los concretos reemplazados exhibieron una pérdida en los valores de RC con respecto a los de 100% CPC. Dichas pérdidas en RC corresponden a un 4% para los concretos curados a 10°C, 4.4% para los curados a 20°C y 4.66% para 60°C. Estas pérdidas están directamente asociadas con la formación de fases nocivas (RAS, SF y FTE) desarrolladas en estos concretos, las cuales son discutidas en los análisis de DRX y SEM correspondientes a estos concretos.

Haciendo una comparación con respecto a la evolución del incremento en la RC a 60°C, se puede observar que en el primer día de curado todos los concretos expuestos a esta temperatura mostraron RC muy altas en comparación con el resto de los concretos curados a las mismas edades pero a otras temperaturas de curado. Sin embargo, es evidente que a partir de los 14 días, todos los concretos mostraron una drástica caída en la RC mostrando una reducción, con respecto al primer día de curado de 20.78% para los concretos al 100% de CPC y 20.58% en los de NSG de 10%R. También, puede observarse que los concretos con 20% NSG exhibieron a los 28 días de curado, la menor RC con respecto al resto de los valores obtenidos en de las distintas edades, dicho valor de RC representa con respecto al valor obtenido al primer día de curado con una reducción del 74.58%. Cabe señalar que este valor de RC, también es el menor valor con respecto al resto de todos los concretos curados a estas condiciones de temperatura, de manera que, efectuando una comparación en los valores de RC entre estos concretos

reemplazados en un 20% de NSG por CPC, y los concretos elaborados al 100% de CPC también curados a 28 días. Los resultados revelaron que hay una reducción en la RC de un 80.63% en los concretos reemplazados con respecto a los no reemplazados. Así mismo, al usar 30% NSG con 10% Cl^- se obtienen RC menores a las presentadas por un concreto elaborado con 100% CPC, que van desde un 25% menos a 20°C hasta un 29% menos a 60°C. Dicha caída en la resistencia puede estar asociada a los fenómenos de contracción plástica durante el fraguado ⁽¹⁹⁶⁾ y la formación de fases nocivas a edades tempranas. Tras los 14 días, los concretos paulatinamente fueron recuperando su resistencia mecánica, debido a la continuación del proceso de hidratación de los cementos anhidros y el NSG, sin embargo, los valores de RC obtenidos a periodos de curado largos no superaron los valores de RC obtenidos en etapas iniciales.

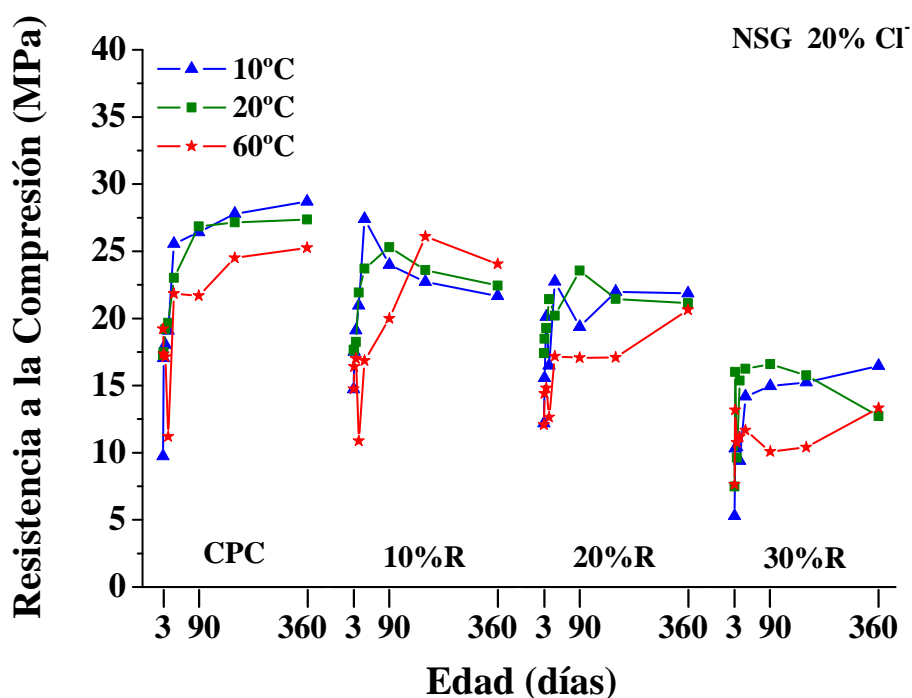


Figura 42.- Resultados de resistencia a la compresión obtenidos en concretos reemplazados en 0, 10, 20 y 30 por NSG de 20% Cl^- y curados a 10, 20 y 60°C.

Los gráficos mostrados en la **Figura 42**, obtenidos a partir de los valores mostrados en **Tabla 24**, **Tabla 25** y **Tabla 26** (véase **pág. 109**) corresponden los valores de RC para los concretos NSG con 20% Cl^- curados hasta 360 días. En dicha Figura se puede apreciar claramente como la incorporación de los cloruros en el diseño de mezclas de los

concretos elaborados, afectó de manera drástica la RC, observando una reducción con el incremento en el nivel de reemplazo. Se observó una disminución en la RC de los concretos con 10% NSG en comparación con el CPC de: 24.51% a 10°C, 23.86% a 20°C y 42.63% a 60°C. Respecto a los concretos reemplazados con 20% NSG, se observaron disminuciones de: 17.99% a 10°C, 22.78% a 20°C y 53.52% a 60°C. Finalmente, los concretos con 30% NSG también mostraron reducciones de 4.80% a 10°C, 18.3% a 20°C y 47.28% a 60°C.

Estas reducciones en los valores de RC con respecto al nivel de reemplazo pueden estar asociadas con la formación de RAS debido a que con el incremento en la adición de NSG, se incrementó la concentración de los álcalis y la formación de aglomerados de NSG favoreciendo la formación del gel RAS. Además, de acuerdo con los DRX mostrados en la **Figura 49** este gel también está asociado con la formación de SF y FTE.

Respecto a los valores en RC obtenidos en los concretos que curados a 10 y 20°C, se puede observar que los mejores resultados de RC se presentaron en la mayoría de los concretos a 28 días y posteriormente fue disminuyendo con el tiempo. De esta forma, los concretos exhibieron una reducción a los 360 días, entre 5 y 20% con respecto a la obtenida a los 28 días. Esta caída en los valores de RC está directamente relacionada con la presencia de la Sal de Friedel detectada por DRX en el análisis de la pasta de los concretos (**Figura 49**).

Respecto a los valores de RC obtenidos en los concretos curados a 60°C, podemos observar que los concretos exhibieron una caída significativa durante los primeros días de curado, la cual puede estar asociada a los fenómenos de contracción plástica y formación de SF, los cuales generaron durante estos primeros días valores drásticos de expansión (**Figura 106**); durante los subsecuentes días de curado la SF desapareció y promovió la formación de FTE (**Figura 49**) la cual también fomentó la caída en los valores de RC, como se discutió anteriormente. Sin embargo, también se puede observar que a partir de los 28 días de curado, los concretos paulatinamente fueron recuperando su RC en valores poco significativos, efecto atribuido a la precipitación de gel CSH

producto como producto del proceso de hidratación del cemento y de la reacción puzolánica.

La **Figura 43** muestra los resultados de RC de los concretos adicionados con HS, los cuales fueron generados a partir de los valores mostrados en **Tabla 27**, **Tabla 28** y **Tabla 29** (véase **pág. 110**). De manera general es posible observar que los concretos con HS, exhibieron una ganancia en los valores de RC conforme se incrementó el % de reemplazo.

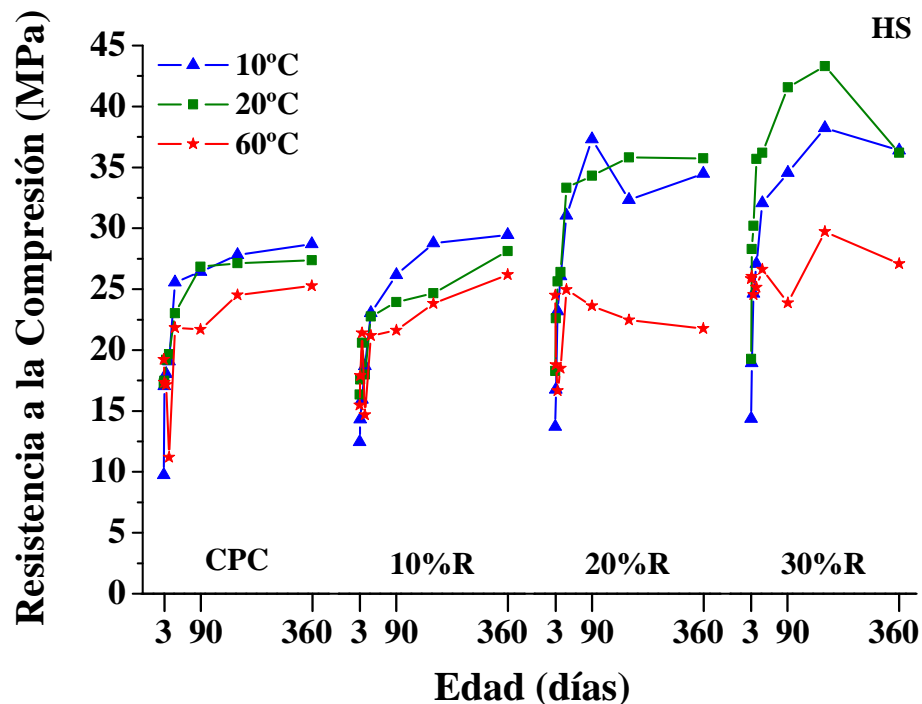


Figura 43.- Resultados de resistencia a la compresión obtenidos en concretos reemplazados en 0, 10, 20 y 30 por HS y curados a 10, 20 y 60°C.

Los concretos reemplazados con 10% HS presentaron valores en RC mayores a los concretos elaborados con 100% CPC de: 2.59% a 10°C, 2.72% a 20°C y 3.54% a 60°C. Con respecto a los concretos reemplazados con 20%, los valores se incrementaron en: 16.75% a 10°C, 23.43% a 20°C, a excepción de la temperatura de 60°C la cual exhibió una pérdida de 16.06%. Finalmente, respecto a los concretos reemplazados con 30%, también se observó un aumento de: 21.13% a 10°C, 24.40% a 20°C y 6.71% a 60°C.

La ganancia en los valores de RC de los concretos adicionados con HS, es atribuida a que el HS es un material no cristalino que presenta alta área superficial, lo cual lo hace ser un excelente material puzolánico y que además durante las reacciones iniciales puede actuar como sitios de nucleación incrementando la velocidad de reacción y precipitación de CSH, de manera que promueve el incremento en RC. Este comportamiento de los concretos en la ganancia en la RC con respecto a su incorporación como sustituto de CPC ha sido reportado en diversas investigaciones ^(199 - 202).

En dicho gráfico, también puede apreciarse que algunos concretos expuestos en ambientes de 10 y 20°C, muestran unas reducciones en sus valores de RC a edades de 180 y 360 días, lo cual de acuerdo a los análisis de SEM realizado en estos concretos (**Figura 70**), está directamente relacionado con la aparición de RAS, ocasionando agrietamiento y expansión y por tanto una disminución en la RC.

En lo que respecta a los concretos curados a 60°C, algunos de ellos mostraron también caídas en los valores de RC después de los 28 días, sobre todo a edades avanzadas. Esta reducción en la caída de RC está relacionada con la FTE ⁽³⁴⁾, la cual también es mostrada en el análisis de SEM (**Figura 70**).

Tabla 18.- Comparación de resultados de resistencia a la compresión obtenidos en concretos curados a 10°C, en los que se utilizó NSG de 0% de Cl⁻ totales como sustituto de CPC.

Días de Curado	CPC 100%		CPC 90% NSG 0%Cl ⁻ , 10%R		CPC 80% NSG 0%Cl ⁻ , 20%R		CPC 70% NSG 0%Cl ⁻ , 30%R	
	R.C. (MPa)	D.S.	R.C. (MPa)	D.S.	R.C. (MPa)	D.S.	R.C. (MPa)	D.S.
1	9.74	0.91	8.60	0.87	7.72	0.27	8.98	1.31
3	17.05	2.42	14.23	1.61	13.87	1.27	14.84	3.29
7	18.04	3.46	16.19	2.00	10.42	1.00	19.35	2.15
14	19.08	0.85	18.32	3.09	15.51	2.78	20.37	2.97
28	25.55	3.79	21.97	2.40	21.65	1.56	28.18	2.27
90	26.42	2.65	24.59	1.52	23.12	2.24	32.22	4.57
180	27.80	4.04	25.93	2.81	24.20	1.65	32.16	0.69
360	28.70	0.96	30.36	4.92	31.30	0.03	36.77	2.65

Tabla 19.- Comparación de resultados de resistencia a la compresión obtenidos en concretos curados a 20°C, en los que se utilizó NSG de 0% de Cl⁻ totales como sustituto de CPC.

Días de Curado	CPC 100%		CPC 90% NSG 0%Cl ⁻ , 10%R		CPC 80% NSG 0%Cl ⁻ , 20%R		CPC 70% NSG 0%Cl ⁻ , 30%R	
	R.C. (MPa)	D.S.	R.C. (MPa)	D.S.	R.C. (MPa)	D.S.	R.C. (MPa)	D.S.
1	17.26	2.12	12.46	4.13	11.83	1.71	14.20	1.71
3	17.48	1.23	17.57	3.92	18.38	2.46	19.00	0.42
7	19.20	2.64	20.43	0.64	19.93	3.11	22.96	2.36
14	19.67	2.10	19.52	2.26	22.68	3.09	26.63	1.61
28	23.03	2.25	21.90	3.00	25.42	3.81	28.23	2.89
90	26.85	0.07	22.84	4.27	24.69	1.28	31.81	2.11
180	27.14	2.15	23.94	0.72	26.72	3.91	31.97	2.24
360	27.37	0.47	28.19	1.48	27.34	0.27	32.25	0.82

Tabla 20.- Comparación de resultados de resistencia a la compresión obtenidos en concretos curados a 60°C, en los que se utilizó NSG de 0% de Cl⁻ totales como sustituto de CPC.

Días de Curado	CPC 100%		CPC 90% NSG 0%Cl ⁻ , 10%R		CPC 80% NSG 0%Cl ⁻ , 20%R		CPC 70% NSG 0%Cl ⁻ , 30%R	
	R.C. (MPa)	D.S.	R.C. (MPa)	D.S.	R.C. (MPa)	D.S.	R.C. (MPa)	D.S.
1	19.22	1.11	13.83	2.70	20.76	3.16	20.68	2.14
3	17.34	0.91	9.22	1.05	23.63	4.33	24.10	0.94
7	17.14	1.56	7.30	1.69	23.96	0.90	24.19	2.80
14	11.19	1.38	7.21	0.89	18.42	3.11	24.47	0.80
28	21.83	2.65	9.01	1.06	14.23	0.25	24.79	2.25
90	21.68	2.99	11.71	0.50	14.03	2.58	25.89	2.54
180	24.51	2.05	11.86	0.71	13.72	2.80	26.22	2.92
360	25.26	1.41	16.58	2.89	19.04	1.04	27.31	0.49

Tabla 21.- Comparación de resultados de resistencia a la compresión obtenidos en concretos curados a 10°C, en los que se utilizó NSG de 10% de Cl⁻ totales como sustituto de CPC.

Días de Curado	CPC 100%		CPC 90% NSG 10%Cl ⁻ , 10%R		CPC 80% NSG 10%Cl ⁻ , 20%R		CPC 70% NSG 10%Cl ⁻ , 30%R	
	R.C. (MPa)	D.S.	R.C. (MPa)	D.S.	R.C. (MPa)	D.S.	R.C. (MPa)	D.S.
1	9.74	0.91	14.73	2.50	13.22	0.55	8.03	0.98
3	17.05	2.42	20.77	2.37	16.36	0.97	12.21	1.94
7	18.04	3.46	24.91	3.16	23.13	1.29	16.91	2.20
14	19.08	0.85	24.36	4.14	19.95	4.45	17.34	1.02
28	25.55	3.79	29.98	2.27	29.78	1.99	17.10	2.95
90	26.42	2.65	27.93	1.57	28.61	2.16	16.86	1.90
180	27.80	4.04	27.59	0.49	28.44	2.09	15.77	1.00
360	28.70	0.96	31.70	1.51	24.45	1.06	15.32	1.35

Tabla 22.- Comparación de resultados de resistencia a la compresión obtenidos en concretos curados a 20°C, en los que se utilizó NSG de 10% de Cl⁻ totales como sustituto de CPC.

Días de Curado	CPC 100%		CPC 90% NSG 10%Cl ⁻ , 10%R		CPC 80% NSG 10%Cl ⁻ , 20%R		CPC 70% NSG 10%Cl ⁻ , 30%R	
	R.C. (MPa)	D.S.	R.C. (MPa)	D.S.	R.C. (MPa)	D.S.	R.C. (MPa)	D.S.
1	17.26	2.12	16.28	2.09	18.29	2.73	11.46	1.27
3	17.48	1.23	22.12	2.58	20.52	1.63	15.97	0.86
7	19.20	2.64	22.09	1.48	27.87	2.79	16.30	2.80
14	19.67	2.10	26.52	3.62	24.35	1.47	18.44	1.29
28	23.03	2.25	26.82	1.25	30.53	2.23	20.19	1.01
90	26.85	0.07	28.51	3.83	25.15	1.34	20.55	0.32
180	27.14	2.15	22.83	0.67	29.70	1.36	20.86	3.23
360	27.37	0.47	33.43	1.24	23.37	2.64	20.42	2.54

Tabla 23.- Comparación de resultados de resistencia a la compresión obtenidos en concretos curados a 60°C, en los que se utilizó NSG de 10% de Cl⁻ totales como sustituto de CPC.

Días de Curado	CPC 100%		CPC 90% NSG 10%Cl ⁻ , 10%R		CPC 80% NSG 10%Cl ⁻ , 20%R		CPC 70% NSG 10%Cl ⁻ , 30%R	
	R.C. (MPa)	D.S.	R.C. (MPa)	D.S.	R.C. (MPa)	D.S.	R.C. (MPa)	D.S.
1	19.22	1.11	18.99	2.97	19.43	1.19	14.89	1.30
3	17.34	0.91	19.36	2.94	19.11	1.92	15.03	1.58
7	17.14	1.56	11.52	2.75	6.00	1.13	15.52	2.79
14	11.19	1.38	14.37	3.14	4.94	0.27	16.73	1.32
28	21.83	2.65	14.59	0.65	4.23	0.52	17.50	2.18
90	21.68	2.99	18.44	0.95	4.55	0.38	16.83	2.50
180	24.51	2.05	20.02	3.03	4.59	0.39	16.04	2.57
360	25.26	1.41	22.87	0.71	6.11	0.81	17.85	2.89

Tabla 24.- Comparación de resultados de resistencia a la compresión obtenidos en concretos curados a 10°C, en los que se utilizó NSG de 20% de Cl⁻ totales como sustituto de CPC.

Días de Curado	CPC 100%		CPC 90% NSG 20%Cl ⁻ , 10%R		CPC 80% NSG 20%Cl ⁻ , 20%R		CPC 70% NSG 20%Cl ⁻ , 30%R	
	R.C. (MPa)	D.S.	R.C. (MPa)	D.S.	R.C. (MPa)	D.S.	R.C. (MPa)	D.S.
1	9.74	0.91	14.73	1.50	12.18	0.28	5.28	0.39
3	17.05	2.42	17.52	2.01	15.57	1.06	10.32	0.44
7	18.04	3.46	19.10	3.02	20.11	2.50	10.41	1.61
14	19.08	0.85	20.95	2.02	16.48	1.93	9.40	0.75
28	25.55	3.79	27.41	4.31	22.74	3.61	14.19	1.27
90	26.42	2.65	23.98	2.12	19.37	2.63	14.96	2.80
180	27.80	4.04	22.72	2.22	21.99	1.51	15.24	1.02
360	28.70	0.96	21.66	4.34	21.85	1.17	16.46	1.47

Tabla 25.- Comparación de resultados de resistencia a la compresión obtenidos en concretos curados a 20°C, en los que se utilizó NSG de 20% de Cl⁻ totales como sustituto de CPC.

Días de Curado	CPC 100%		CPC 90% NSG 20%Cl ⁻ , 10%R		CPC 80% NSG 20%Cl ⁻ , 20%R		CPC 70% NSG 20%Cl ⁻ , 30%R	
	R.C. (MPa)	D.S.	R.C. (MPa)	D.S.	R.C. (MPa)	D.S.	R.C. (MPa)	D.S.
1	17.26	2.12	17.67	3.35	17.42	0.39	7.48	1.51
3	17.48	1.23	17.60	1.82	18.48	0.46	16.02	0.44
7	19.20	2.64	18.24	1.34	19.29	1.86	9.64	2.38
14	19.67	2.10	21.92	4.10	21.44	2.56	15.37	3.92
28	23.03	2.25	23.72	1.69	20.21	3.50	16.25	3.62
90	26.85	0.07	25.31	0.77	23.56	1.22	16.59	4.92
180	27.14	2.15	23.60	2.83	21.46	0.81	15.76	2.67
360	27.37	0.47	22.44	4.39	21.13	3.67	12.72	1.38

Tabla 26.- Comparación de resultados de resistencia a la compresión obtenidos en concretos curados a 60°C, en los que se utilizó NSG de 20% de Cl⁻ totales como sustituto de CPC.

Días de Curado	CPC 100%		CPC 90% NSG 20%Cl ⁻ , 10%R		CPC 80% NSG 20%Cl ⁻ , 20%R		CPC 70% NSG 20%Cl ⁻ , 30%R	
	R.C. (MPa)	D.S.	R.C. (MPa)	D.S.	R.C. (MPa)	D.S.	R.C. (MPa)	D.S.
1	19.22	1.11	14.74	1.69	12.07	1.87	7.63	1.52
3	17.34	0.91	16.40	1.53	14.41	1.28	13.18	2.07
7	17.14	1.56	17.00	0.92	14.81	1.45	10.74	1.54
14	11.19	1.38	10.87	0.83	12.64	3.55	11.17	1.05
28	21.83	2.65	16.86	1.77	17.18	2.40	11.67	1.39
90	21.68	2.99	19.98	2.13	17.07	2.51	10.07	0.52
180	24.51	2.05	26.10	4.33	17.10	3.48	10.41	1.97
360	25.26	1.41	24.05	0.80	20.64	2.78	13.32	0.66

Tabla 27.- Comparación de resultados de resistencia a la compresión obtenidos en concretos curados a 10°C, en los que se utilizó HS como sustituto de CPC.

Días de Curado	CPC 100%		CPC 90% HS 10%R		CPC 80% HS 20%R		CPC 70% HS 30%R	
	R.C. (MPa)	D.S.	R.C. (MPa)	D.S.	R.C. (MPa)	D.S.	R.C. (MPa)	D.S.
1	9.74	0.91	12.46	1.89	13.71	2.73	14.37	0.67
3	17.05	2.42	14.32	2.84	16.75	1.14	18.94	0.98
7	18.04	3.46	15.94	3.59	23.18	3.13	24.64	0.79
14	19.08	0.85	18.68	2.72	26.07	3.58	27.08	2.77
28	25.55	3.79	23.05	3.06	31.04	1.61	32.06	2.67
90	26.42	2.65	26.17	1.52	37.30	1.61	34.54	2.13
180	27.80	4.04	28.78	2.84	32.34	3.60	38.23	2.14
360	28.70	0.96	29.46	4.15	34.47	2.86	36.39	2.91

Tabla 28.- Comparación de resultados de resistencia a la compresión obtenidos en concretos curados a 20°C, en los que se utilizó HS como sustituto de CPC.

Días de Curado	CPC 100%		CPC 90% HS 10%R		CPC 80% HS 20%R		CPC 70% HS 30%R	
	R.C. (MPa)	D.S.	R.C. (MPa)	D.S.	R.C. (MPa)	D.S.	R.C. (MPa)	D.S.
1	17.26	2.12	16.35	1.56	18.29	1.36	19.28	0.42
3	17.48	1.23	17.59	2.05	22.61	2.52	28.28	3.27
7	19.20	2.64	20.60	2.73	25.63	4.39	30.21	2.62
14	19.67	2.10	17.99	2.08	26.41	4.01	35.68	2.54
28	23.03	2.25	22.77	2.36	33.33	4.37	36.19	1.73
90	26.85	0.07	23.95	2.11	34.31	1.87	41.56	3.01
180	27.14	2.15	24.66	2.82	35.82	2.58	43.31	0.46
360	27.37	0.47	28.13	1.98	35.74	2.30	36.20	2.17

Tabla 29.- Comparación de resultados de resistencia a la compresión obtenidos en concretos curados a 60°C, en los que se utilizó HS como sustituto de CPC.

Días de Curado	CPC 100%		CPC 90% HS 10%R		CPC 80% HS 20%R		CPC 70% HS 30%R	
	R.C. (MPa)	D.S.	R.C. (MPa)	D.S.	R.C. (MPa)	D.S.	R.C. (MPa)	D.S.
1	19.22	1.11	15.47	4.23	24.49	1.98	25.84	3.74
3	17.34	0.91	17.89	2.22	18.78	3.35	26.05	2.74
7	17.14	1.56	21.39	2.12	16.65	1.99	24.53	1.59
14	11.19	1.38	14.68	3.34	18.50	3.92	25.15	1.51
28	21.83	2.65	21.19	2.42	24.95	2.56	26.63	2.45
90	21.68	2.99	21.61	1.89	23.62	2.49	23.86	2.59
180	24.51	2.05	23.81	3.62	22.46	2.06	29.71	1.95
360	25.26	1.41	26.19	1.47	21.77	3.12	27.08	4.50

5.2.2. Resultados de difracción de rayos-X

El espectro de DRX mostrado en la **Figura 44** corresponde al análisis cuantitativo realizado al CPC empleando en esta investigación. Dicho análisis se efectuó usando el método de Rietveld y de acuerdo con dicho espectro, el cemento contiene aproximadamente 56% de alita, 11% de belita y 20% de calcita, la cual sustenta que este cemento corresponde a la clasificación de cemento portland compuesto.

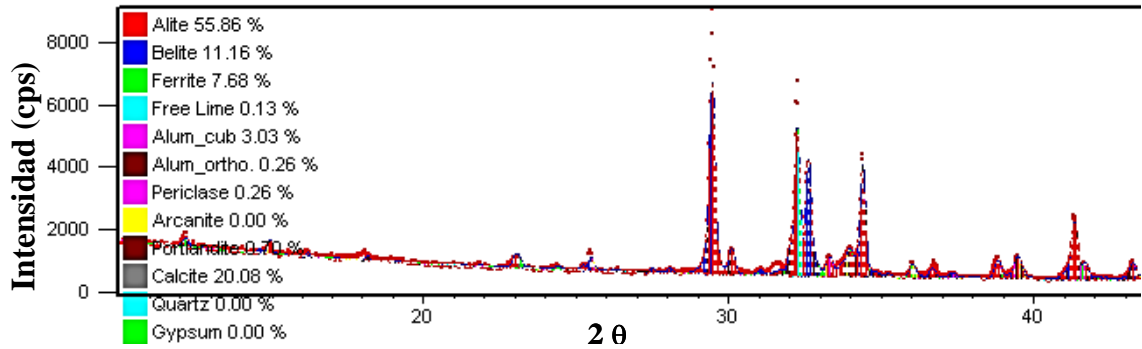


Figura 44.- Análisis del CPC mediante la técnica de DRX empleando refinamiento Rietveld.

En todos los espectros de DRX mostrados en las siguientes figuras, fueron observadas e identificadas las siguientes fases:

- Alita y belita, como componentes principales del cemento anhidro.
- Los productos de la hidratación: portlandita; gel tobermorita, etringita e hidrocalumnita (SF).
- Calcita, dolomita y cuarzo, las cuales son parte de los agregados empelados en la fabricación de los concretos, por tal motivo no son incluidas en el análisis.

La **Figura 45** presenta el espectro DRX del cemento empleado en esta investigación el cual se encuentra en estado no hidratado y es posible identificar las fases anhidras de éste, principalmente alita y belita. En esta misma figura se presenta el espectro de DRX del cemento tras haber sido sometido a un proceso de hidratación en un concreto que fue curado a 20°C durante un año.

Haciendo una comparación entre ambos espectros, es posible detectar que tras cumplir 365 días de curado, las fases de alita y belita tendieron a desaparecer ya que tras ser hidratadas formaron gel CSH (gel tobermorita) y portlandita, lo cual nos hace ver que dicho cemento se encuentra casi totalmente hidratado, sin embargo cabe señalar que no son reacciones que se lleven a cabo al 100%, por lo que siempre van a observarse fases remanentes en el mismo.

Por otro lado, los espectros de DRX mostrados en la **Figura 46** corresponden a concretos elaborados con 100% de CPC que fueron curados a 3, 90 y 360 días, en ambientes de 10 y 60°C. Puede observarse en dichos espectros que a 3 días de curado, los concretos curados en el ambiente de 60°C presentan una mayor cantidad de portlandita en comparativa con la mostrada por los concretos curados a 10°C, lo cual concuerda con los resultados de RC mostrados en la **Tabla 18** y **Tabla 19**, donde los concretos curados por 3 días a 60°C superan en RC a los de 10°C.

Este efecto donde la temperatura de curado alta fomenta un incremento en las resistencias mecánicas a edades tempranas ha sido reportado por otros investigadores y discutido en los resultados de RC previamente descritos.

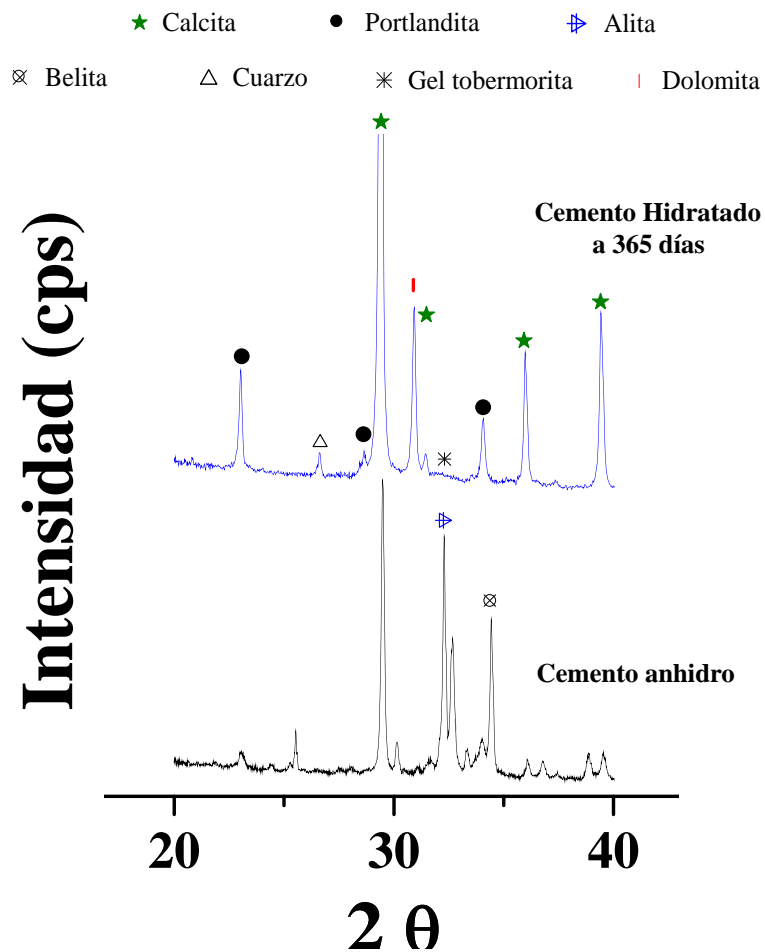


Figura 45.- Comparación de espectros DRX del CPC antes de su hidratación y después 365 días de hidratación en un concreto curado a 20°C.

También, en esta misma figura puede observarse que tras un año de curado, los concretos expuestos a 10°C muestran aparentemente un grado de hidratación total, ya que las fases de alita y belita no son observadas en sus ángulos correspondientes, caso contrario a lo observado en los concretos curados a 60°C donde es posible observar intensidades muy pequeñas de las reflexiones principales de la alita y belita, lo cual significa que a esta temperatura se alcanzó un menor grado de hidratación. Este comportamiento se sustenta con los resultados mostrados en la **Figura 62** donde microestructuralmente se aprecia que a esta temperatura de curado, existen granos de cemento anhidros muy grandes en comparación con los mostrados a la temperatura de 10°C.

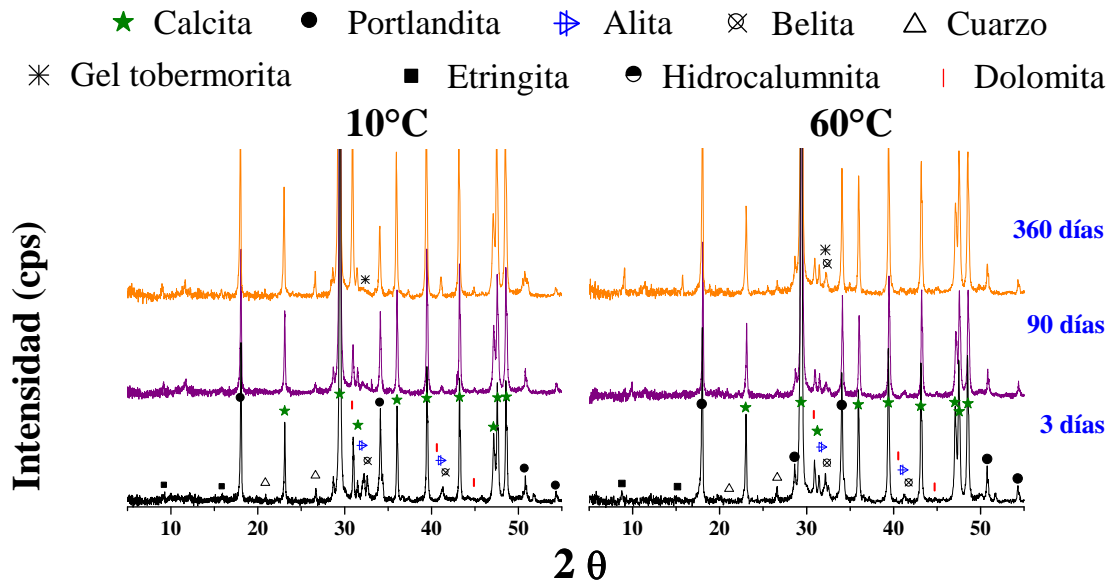


Figura 46.- Espectros DRX correspondientes a concretos elaborados con 100% de CPC, curados a 3, 90 y 360 días a temperaturas de 10 y 60°C.

Por otro lado, en la **Figura 47** son mostrados los espectros de DRX correspondientes a los concretos adicionados con 10, 20 y 30% de NSG de 0% de cloruros totales, curadas a 10, 20 y 60°C por 3, 90 y 360 días. En dichos espectros se puede apreciar que las intensidades de las reflexiones correspondientes la portlandita tienden a disminuir conforme incrementa el nivel de reemplazo de CPC por NSG y la temperatura de curado, de manera que a la condición de 30% de NSG y 60°C la cantidad de portlandita presente en el concreto es prácticamente nula. Estos resultados de DRX están

directamente relacionados con los valores de RC obtenidos en cada condición, ya que con un reemplazo de 30% NSG, a un año de curado, los concretos exhibieron la mayor RC respecto al resto de las condiciones, debido al mayor consumo de portlandita para producir una cantidad adicional de CSH.

También puede observarse como la intensidad de la portlandita va en decremento con respecto al tiempo de curado, ya que a 3 días de curado se observan intensidades muy grandes de esta fase y a los 360 días para algunos concretos prácticamente tiende a desaparecer, lo cual es atribuido a la reacción puzolánica del NSG. Además, la alita y la belita en todos los espectros de DRX tienden a desaparecer con respecto al tiempo de curado.

Realizando una comparación entre las intensidades de portlandita obtenidas a 10 y 20°C, puede observarse que a 10°C estas intensidades son relativamente mayores a las obtenidas a 20°C. Esto es atribuido al comportamiento de disminución inicial – aceleración posterior de las reacciones de hidratación, descrito anteriormente.

Además, puede observarse que la intensidad del CH es menor a 60°C que a 20°C. Esto es atribuido a que a 60°C las reacciones de hidratación del cemento son muy rápidas a edades tempranas (discutido en el apartado de RC respecto a los valores mostrados en la **Figura 40**) de manera que el CH producido durante estos días es aprovechado por el NSG para producir gel CSH y consecuentemente incrementar la RC, por lo tanto la presencia de CH a edades tempranas en concretos curados a 60°C es muy pobre en comparación con la observada a 10 o 20°C e incluso esto se acentúa a niveles de adición del 30% de NSG donde las intensidades del CH son relativamente bajas e inclusive nulas. Es importante recalcar que la reacción puzolánica es acelerada con el incremento en la temperatura.

Cabe señalar que a tres días de curado, se detectó etringita en todos los concretos y su presencia es atribuida a que a esta edad de curado, forma parte en los procesos de

hidratación de los materiales cementantes ⁽²⁰³⁾ por lo cual no es considerada como dañina para los concretos.

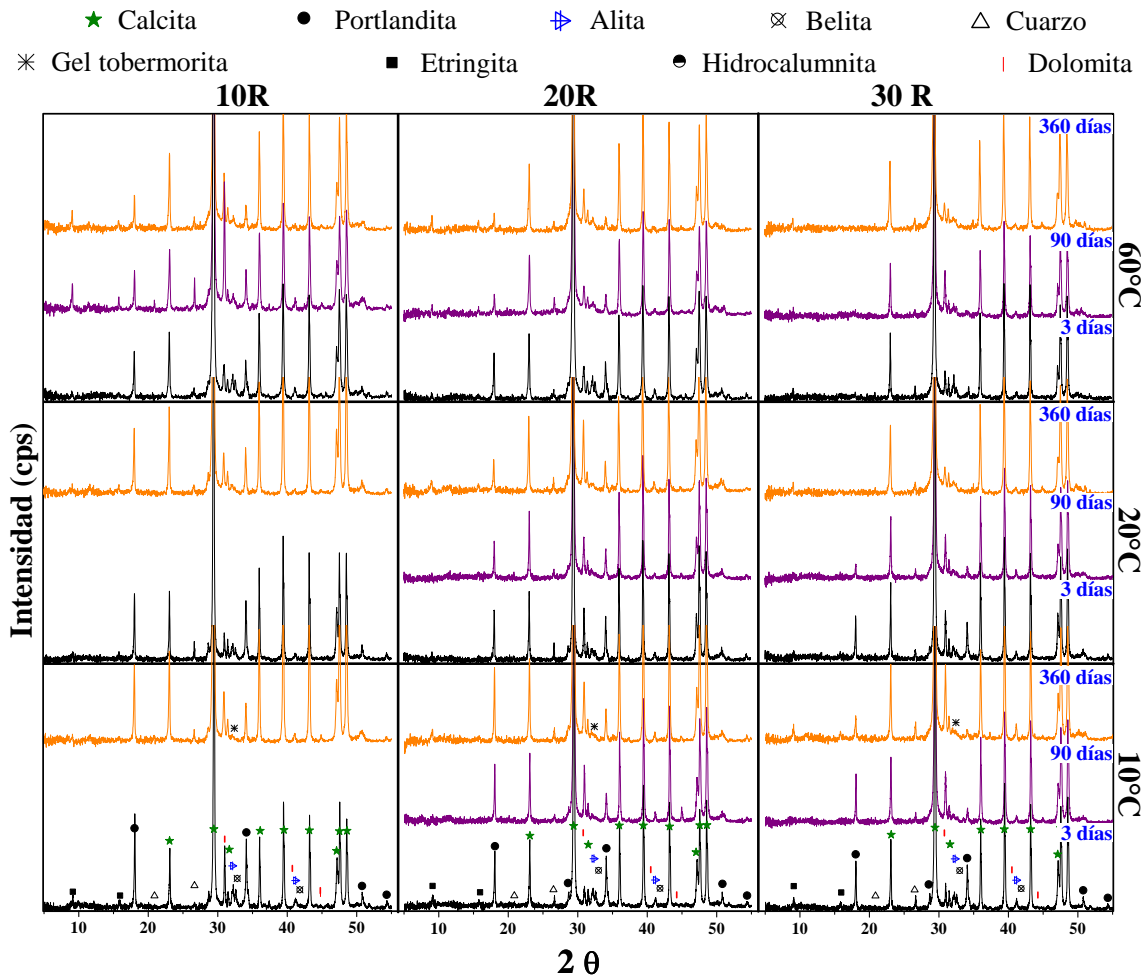


Figura 47.- Espectros DRX correspondientes a concretos que fueron adicionados con NSG de 0% Cl⁻, curados a 3, 90 y 360 días a temperaturas de 10, 20 y 60°C.

Además, la presencia de etringita detectada a edades de 360 días para la mayoría de los concretos y de acuerdo con los resultados obtenidos en RC, no parece ser dañina, ya la RC para dichos concretos incrementó con respecto al tiempo de curado. Esto se sustenta con los estudios de los concretos analizados por MEB (véase **Figura 66**), en los cuales la presencia de esta fase es detectada en porosidad ocluida, lugar en el cual no suele afectar a los concretos. Sin embargo, en el caso muy particular de las muestras de concretos correspondientes a 10% NSG curadas a 60°C, la intensidad de la etringita es mucho mayor a 360 días en comparación con la mostrada a 3 días de curado y esto va

en concordancia con los valores de RC obtenidos a edades de 90 y 360 días, los cuales fueron inferiores con respecto a los exhibidos en estos mismos a edades tempranas. Este fenómeno de deterioro en la RC es sustentado con la presencia de etringita observada en los DRX sobre todo en los correspondientes a concretos curados a 360 días y también corroborada por MEB (**Figura 76 A, B y C**).

Este comportamiento discutido en la sección de los resultados mostrados en la **Figura 76** va de acuerdo con lo reportado en la literatura, donde la presencia de etringita tardía ha sido detectada a periodos de curado largos en los cuales suele ser perjudicial ^(203 - 205).

La **Figura 48** muestra los espectros de DRX de las muestras con 10, 20 y 30% NSG con 10% de cloruros totales, curadas a 10, 20 y 60°C por 3, 90 y 360 días. En los patrones de la **Figura 48** es posible observar la presencia de alita y belita, que van desapareciendo con respecto al tiempo de curado, propiciando la formación de portlandita y de CSH. También, puede observarse que las intensidades de las reflexiones de la sal de Friedel disminuyen con respecto a la adición del NSG. Esta disminución puede estar relacionada con la disminución del contenido total del clinker al adicionar NSG.

También puede apreciarse las intensidades de las reflexiones de la SF son mayores a 20°C que a 10°C, esto puede atribuirse a la mayor estabilidad que tiene esta fase a menor temperatura ⁽²⁰⁶⁾. También puede apreciarse que las intensidades de la SF incrementan con el tiempo de curado debido a la continua liberación de cloruros del NSG y a la presencia de altas cantidades de iones de calcio en la solución de poros.

Además, en dicha Figura es posible observar que a 60°C, la sal de Friedel aparece solamente a los 3 días de curado. Esto se atribuye a que a 60°C, los cloruros y la sal de Friedel presentan alta solubilidad, por tanto tienden a desaparecer para transformarse en etringita, tal y como se observa en los patrones de DRX a 360 días, en todos los niveles de sustitución.

La **Figura 49** presenta los resultados de DRX de los concretos con NSG con 20% de cloruros totales. De manera general, puede apreciarse que estos concretos presentan un comportamiento muy similar al mostrado por los concretos con NSG con 10% de cloruros. Sin embargo, la diferencia radica en que las intensidades de la hidrocalumnita a 10 y 20°C son mayores, al igual que las de la etringita a 60°C.

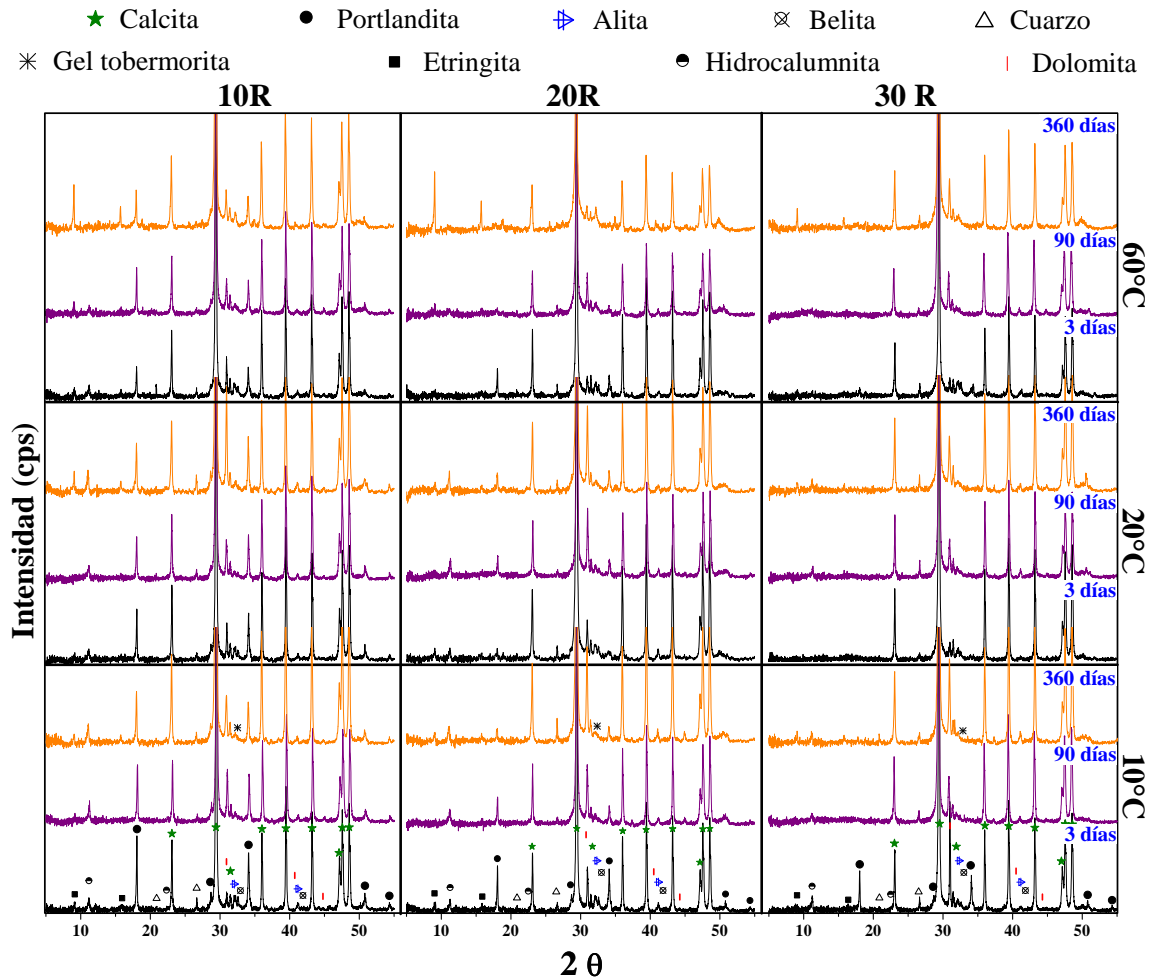


Figura 48.- Espectros DRX correspondientes a concretos que fueron adicionados con NSG de 10% Cl⁻, curados a 3, 90 y 360 días a temperaturas de 10, 20 y 60°C.

La formación de estas fases en los concretos fue determinante para que presentaran una reducción en los valores de RC con el tiempo de curado, de manera que a 360 días se obtuvieron los menores valores. Esto es debido a que la sal de Friedel y la etringita tardía son fases que crecen en toda la matriz cementante y pueden propiciar un agrietamiento en ésta (fenómeno observado en la matriz de los concretos estudiados), de

tal modo que la microestructura de los concretos se deteriora y la resistencia tiende a disminuir de manera considerable ^(207, 208).

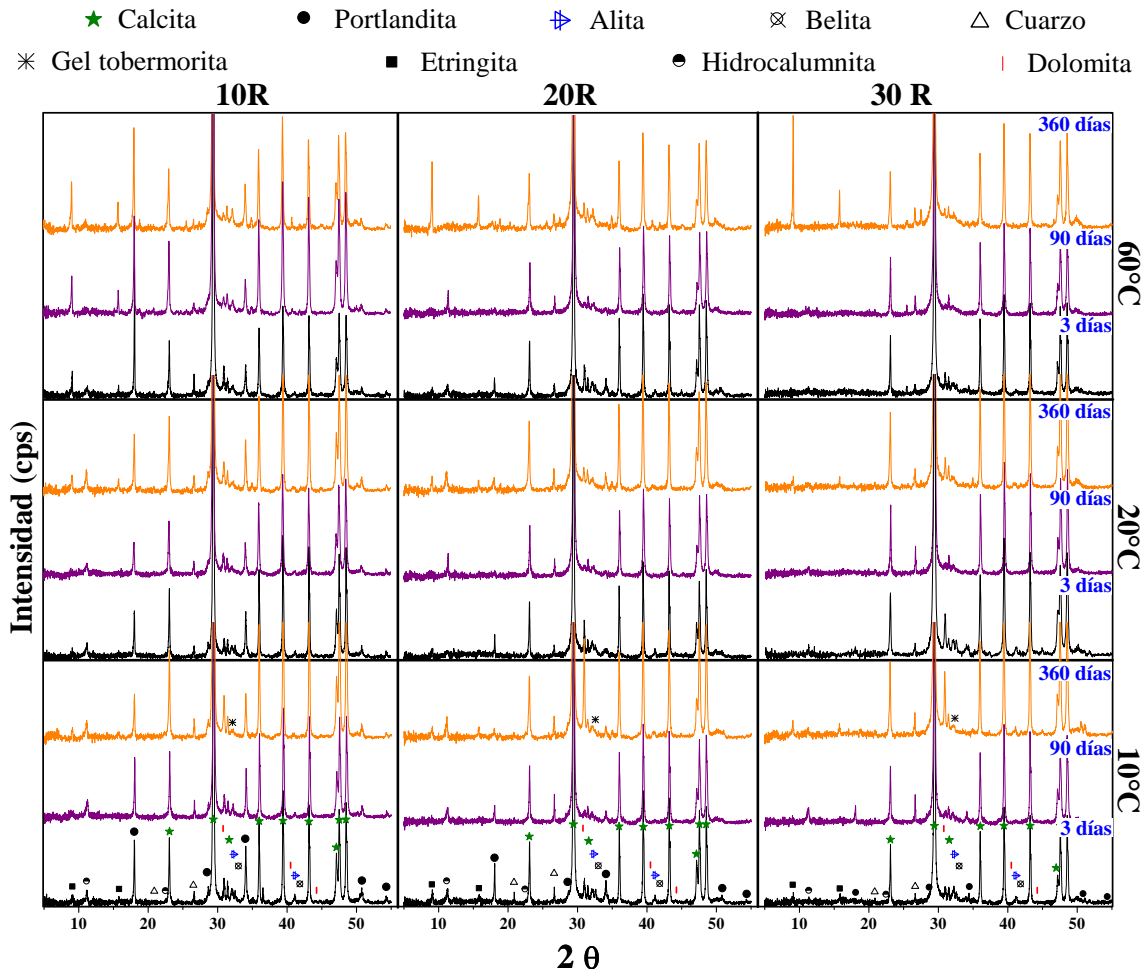


Figura 49.- Espectros DRX correspondientes a concretos que fueron adicionados con NSG de 20% Cl⁻, curados a 3, 90 y 360 días a temperaturas de 10, 20 y 60°C.

Haciendo una comparación general entre los concretos curados a 365 días y la forma en la que la temperatura de curado, en tipo y cantidad de material cementante empleado y las concentraciones de cloruros totales impactan en la evolución mineralogía de dichos concretos, en la **Figura 50** podemos observar que la incorporación del NSG como material de reemplazo de cemento tiene fuerte comportamiento puzolánico (tanto a 20°C como a 60°C) ya que la cantidad de portlandita liberada por los concretos elaborados con 100% de CPC (intensidad señalada con un rectángulo color negro) es muy grande en comparación con el resto de los concretos adicionados con el NSG.

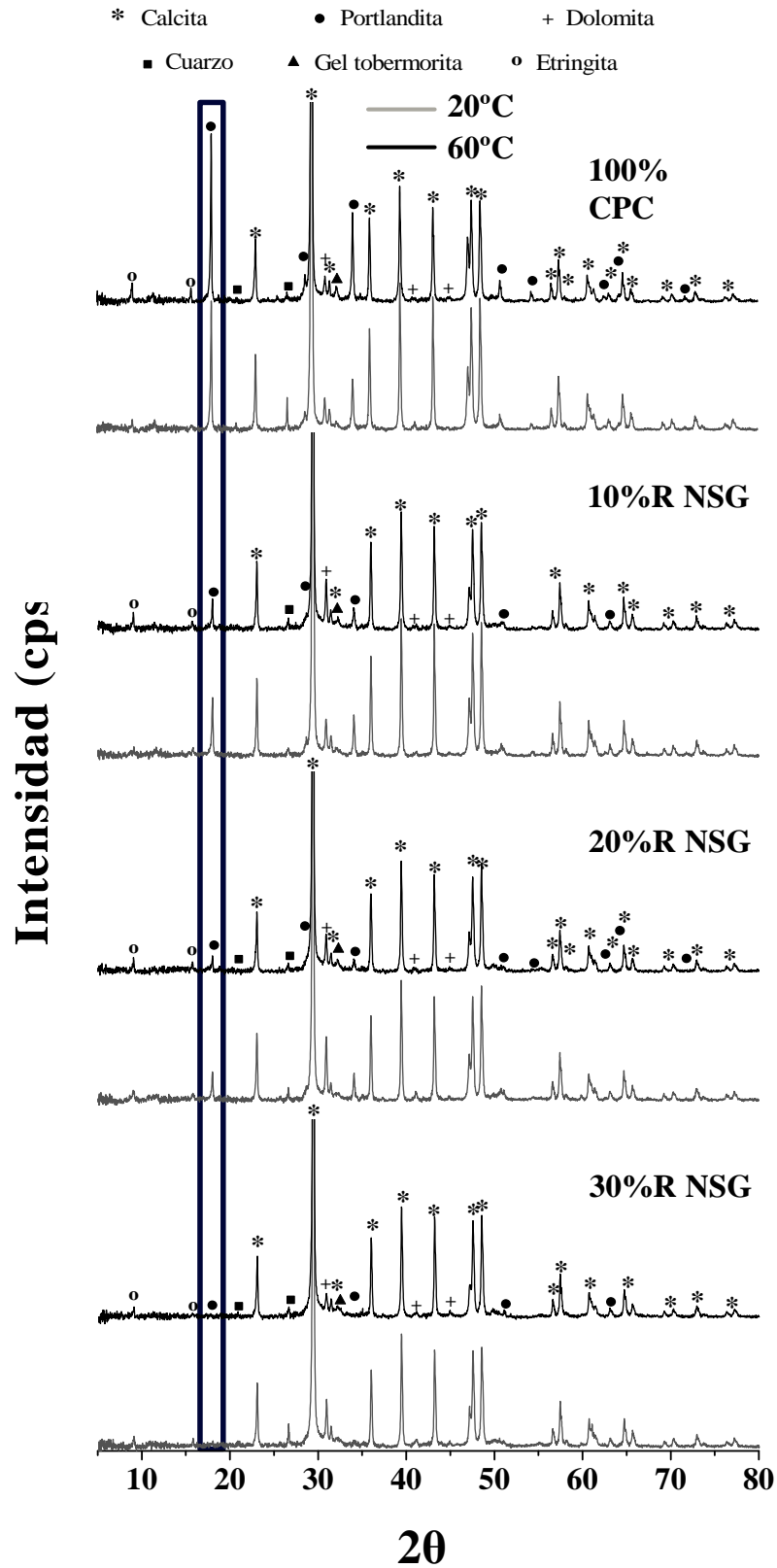


Figura 50.- Consumo de portlandita con respecto al incremento de reemplazo de CPC por NSG.

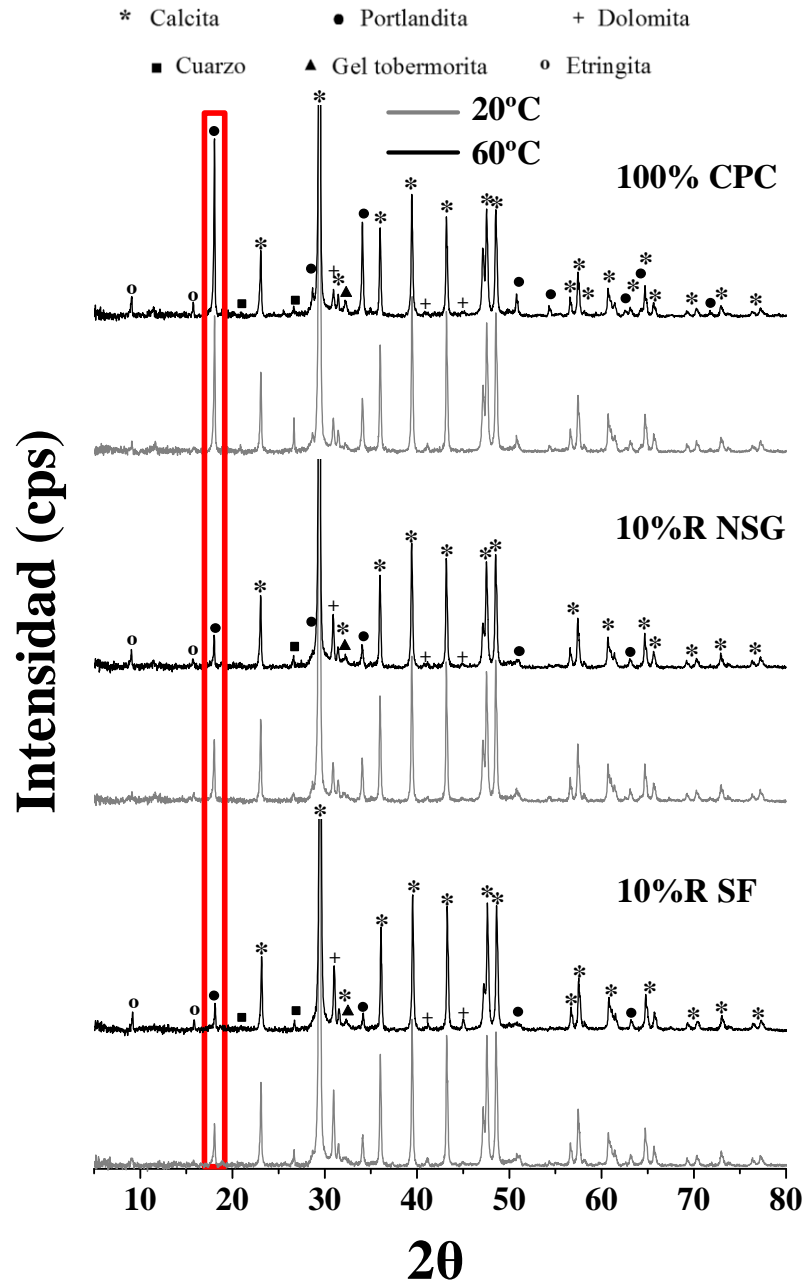


Figura 51.-Consumo de portlandita con respecto al tipo de material de reemplazo de CPC.

Es posible observar que a 30% de reemplazo, los concretos exhiben una cantidad de portlandita prácticamente nula, lo que va en línea con la actividad puzolánica de la sílice geotérmica (véase **Figura 40**).

Este mismo comportamiento de actividad puzolánica fue manifestado en el humo de sílice ya que los concretos adicionados con este material, presentaron una gran

disminución en la cantidad de portlandita en comparación con la producida por los concretos con 100% de CPC. Además, el humo de sílice presentó una actividad puzolánica similar a las del NSG a 20 y 60°C, con un alto consumo de CH. Estas observaciones son señaladas en un rectángulo rojo en la **Figura 51**.

Respecto al efecto que propicia la incorporación de los cloruros de sodio y potasio en las mezclas de concretos, podemos observar en la **Figura 52** que con el incremento el porcentaje de cloruros, aumenta el consumo de CH, lo que puede estar relacionado tanto con la actividad puzolánica como con la reacción de los cloruros para la formación de sal de Friedel, que involucra calcio en su composición. También, en esta misma figura podemos observar que la intensidad de la etringita es mayor en comparación con los otros concretos. Además, en estos espectros de DRX, puede observarse el efecto puzolánico del NSG (usando 10%), ya que se promueve una reducción del CH, el cual como ya se mencionó anteriormente fue producido por las reacciones de hidratación del cemento.

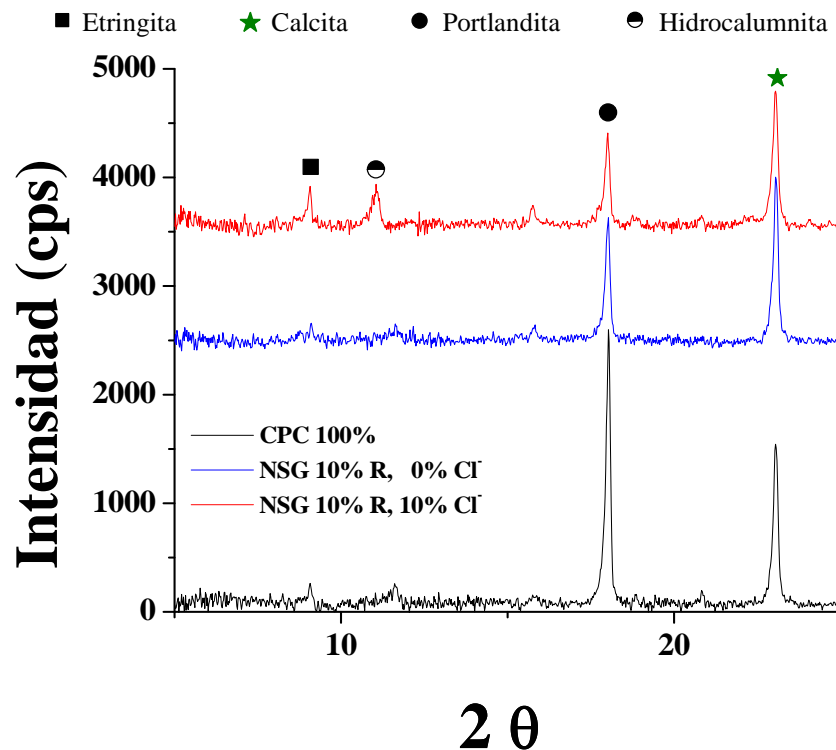


Figura 52.- Comparación de espectros DRX correspondientes a concretos elaborados con: 100% de CPC, 10% de NSG de 0% Cl⁻ y 10% de NSG de 10% Cl⁻, curados a 360 días a temperaturas de 20°C.

Por otro lado, en el espectro de DRX mostrado en la **Figura 53** se observa un comportamiento similar al descrito arriba, con la disminución del CH al incorporar una mayor cantidad de cloruros a las muestras, este efecto está relacionado también a los dos factores ya discutidos: reacción puzolánica y SF. La intensidad de las reflexiones de la SF aumentó en los concretos adicionados con NSG de 20% de Cl^-

Además, debido a las diferencias existentes en la concentración de cloruros totales en ambos concretos, los concretos con NSG de 20% de cloruros totales tienen ligeramente una mayor cantidad de portlandita en comparativa con los de NSG de 10% de cloruros totales, lo cual puede atribuirse a que lo descrito por otros investigadores quienes sugieren que grandes cantidades de álcalis presentes en las mezclas de concretos propician una disminución en solubilidad de la portlandita⁽¹⁴⁶⁾.

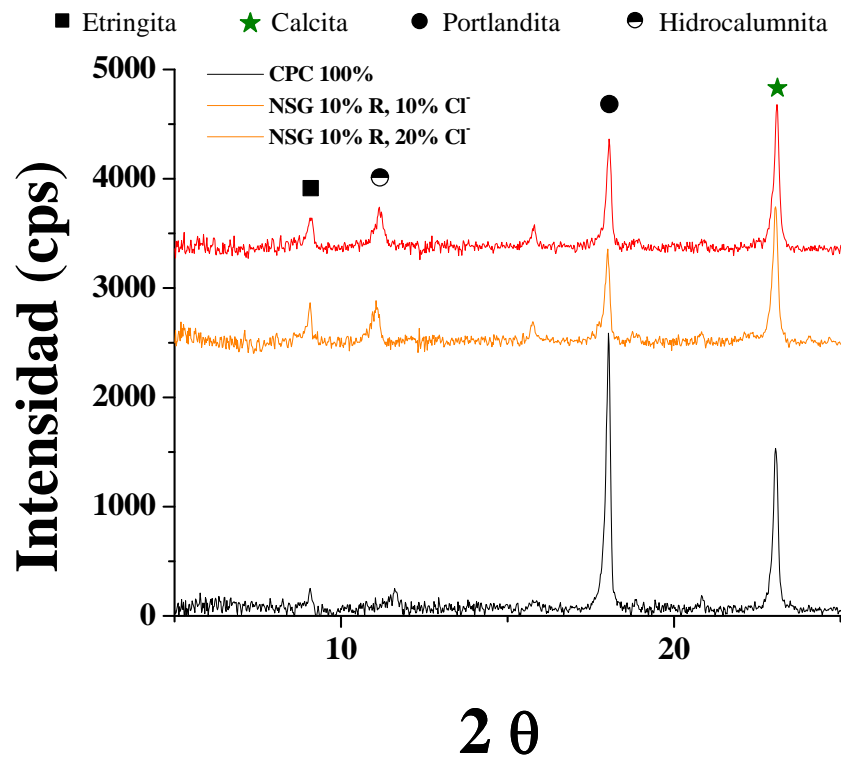


Figura 53.- Comparación de espectros DRX correspondientes a concretos elaborados con: 100% de CPC, 10% de NSG de 10% Cl^- y 10% de NSG de 20% Cl^- , curados a 360 días a temperaturas de 20°C.

5.2.3.- Análisis microestructural en concretos curados a 365 días.

5.2.3.1- Introducción

Con la finalidad de entender el comportamiento que los concretos exhibieron en los ensayos mecánicos, así como la evolución en los resultados DRX, algunas muestras representativas de concretos curados por 365 días fueron caracterizadas mediante microscopía electrónica de barrido (MEB). Se empleó el modo de imágenes por electrones retrodispersados (IERD) para observar su microestructura y detectar las distintas fases presentes mediante su composición química (usando espectroscopía por dispersión de energía EDS).

De esta manera, en la presente sección se hace un análisis microestructural comparativo entre concretos, evaluando el efecto de la temperatura de curado, nivel de sustitución de NSG o HS y la concentración de los cloruros totales. Para ello, esta sección se ha dividido en 4 partes:

- a) Efecto de la adición del nivel de reemplazo de NSG o HS
- b) Efecto de la temperatura de curado de 10, 20 y 60°C.
- c) Efecto de la concentración de cloruros totales de 0, 10 y 20%.
- d) Formación de Fases Nocivas

En dicho análisis microestructural las imágenes fueron obtenidas en un rango de magnificaciones desde 250X hasta 4000X. Así mismo se realizó un análisis por EDS con la finalidad de confirmar la presencia de fases nocivas como RAS, SF y FTE.

Las fases que se evaluaron microestructuralmente fueron: cemento anhidro “CA” indicado con flechas en color rojo, hidróxido de calcio o portlandita “CH” indicada con flechas color morado, silicatos de calcio hidratado “CSH”, residuo nanosílice geotérmica “NSG” (flechas color celeste), humo de sílice “HS” (flechas color verde oscuro),

carbonato de calcio “CC” (flechas color verde claro), productos internos “PI” (flechas color naranja claro), productos externos “PE” (flechas color naranja oscuro), gel de reacción álcali sílice “RAS” (flechas color rosa), formación tardía de etringita “FTE” (flechas color azul), sal de Friedel “SF” (flechas color amarillo), además de porosidad “P”, las cuales son identificadas en sus morfologías típicas en las imágenes mostradas en la **Figura 54**, **Figura 55** y **Figura 56**.

En la **Figura 54A**, los granos de “CA” pueden distinguirse por su tonalidad característica de color blanco. Generalmente en estos granos de cemento es detectado un anillo de reacción de color gris claro que rodea al cemento anhidro, dicho anillo indica que el grano de cemento está en proceso de hidratación o parcialmente reaccionado y es denominado como producto interno “PI”.

En la **Figura 54B** puede identificarse un aglomerado de NSG, el cual puede ser identificado en la matriz cementante con una morfología irregular y también puede presentar un anillo de reacción de “PI” a su alrededor en un tono de color gris más oscuro con respecto al centro del aglomerado. Cabe señalar que la composición química de los productos de reacción del CP y de la NSG o HS puede ser muy diferente entre sí.

Por otro lado, en la **Figura 54C** se muestra un aglomerado de humo de sílice, el cual podrá ser identificado en la matriz cementante con una morfología semi-esférica y también puede presentar alrededor de él un anillo de reacción de “PI”. En la **Figura 55** se muestran el CC y los PE, además de los demás componentes descritos en la **Figura 54**.

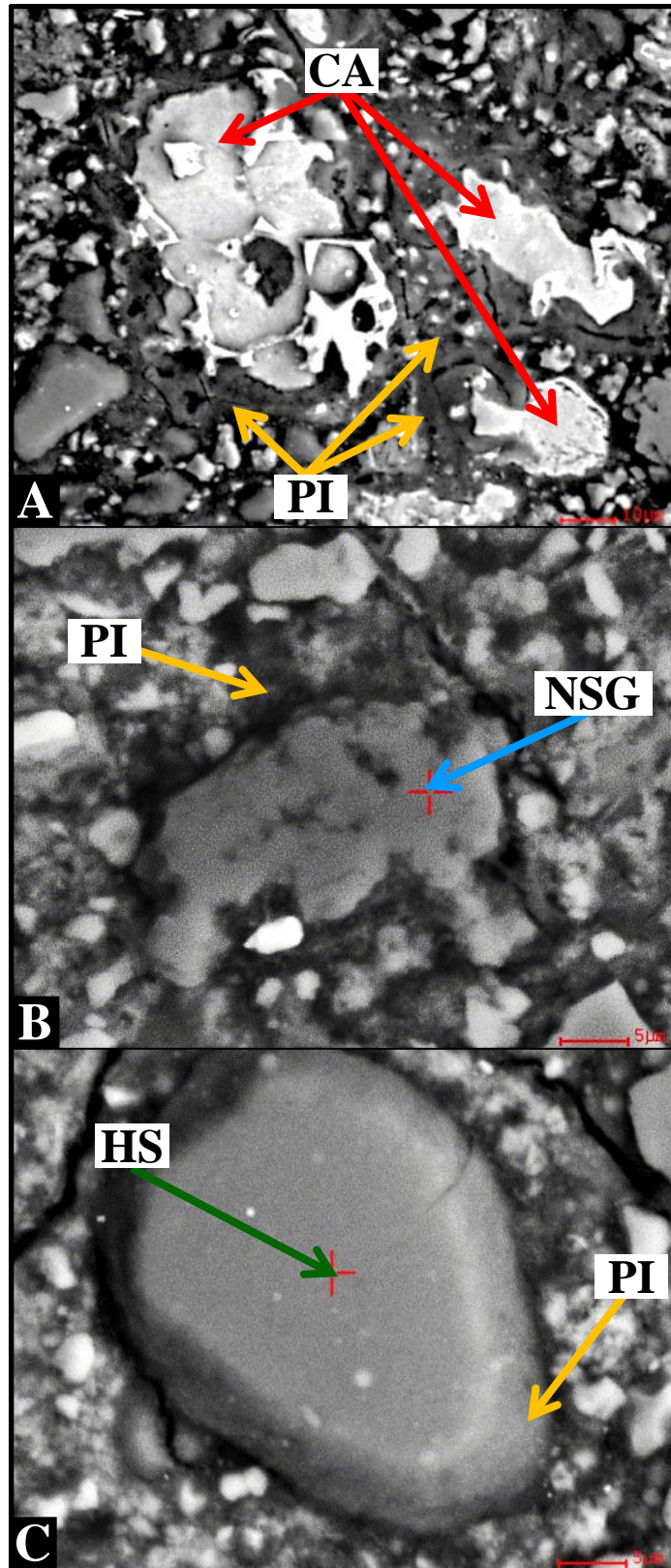


Figura 54.- Materiales cementantes: A) Cemento anhidro, B) Aglomerado de residuo nanosílice geotérmica y C) Aglomerado de humo de sílice.

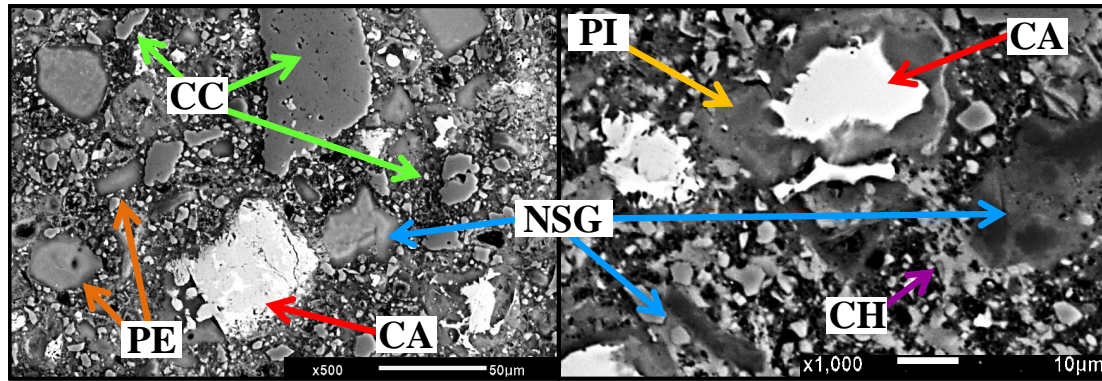


Figura 55.- Identificación de componentes típicos de la matriz cementante de un concreto.

La **Figura 56** presenta las morfologías típicas de las fases nocivas en estudio y que fueron detectadas en cierto tipo de concretos elaborados en esta investigación. En la **Figura 56A** es identificado mediante un rectángulo, un aglomerado de HS en concretos curados a 20°C.

Dicho aglomerado exhibe la formación típica del gel de reacción álcali sílice, el cual normalmente es acompañado de un agrietamiento extensivo transferido a la matriz cementante, morfologías similares han sido reportadas previamente ⁽²⁰⁹⁾.

La **Figura 56B** muestra la formación de etringita tardía (FTE), la cual en este caso en particular, fue detectada en el interior de un poro de la matriz cementante de un concreto con HS y fue identificada con su morfología característica de agujas alargadas ⁽³⁴⁾.

En la **Figura 56C** puede observarse la formación de sal de Friedel (círculo) la cual fue detectada en la matriz cementante de un concreto con NSG de 10% de cloruros totales curado a 20°C. Dicha fase fue identificada con una morfología que simula pequeñas agujas entrelazadas que en una vista lateral aparecería en forma de platos hexagonales ⁽⁷¹⁾.

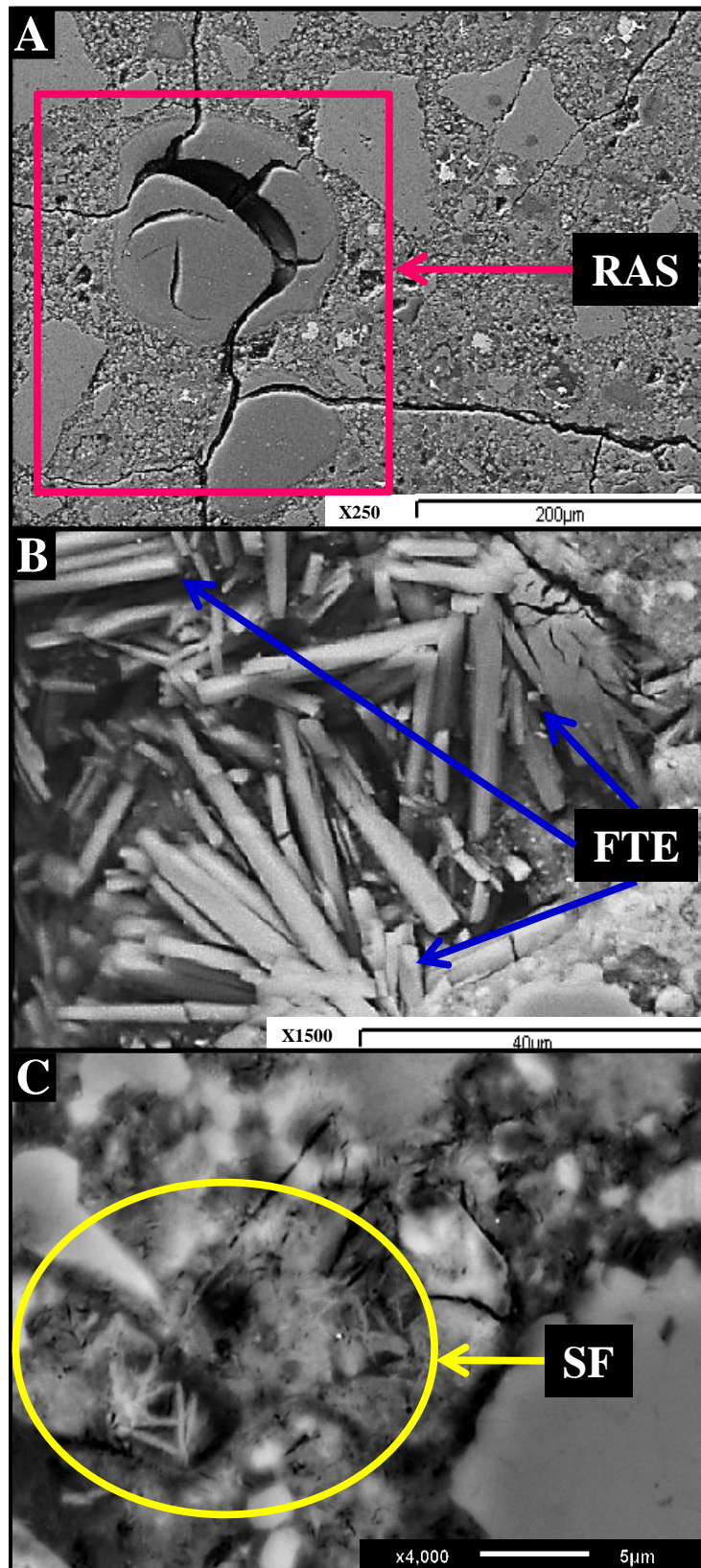


Figura 56.- Formación de fases nocivas: A) Gel de reacción álcali sílice, B) Formación tardía de Etringita y C) Sal de Friedel.

La **Figura 57**, **Figura 58** y **Figura 59** muestran los gráficos generados a partir de las relaciones Si/Ca, Al/Ca y S/Ca obtenidas de los análisis realizados a los productos internos (PI) y externos (PE) de los concretos que fueron sometidos a diversas condiciones de curado, cuyas relaciones promedio de Si/Ca, Al/Ca y S/Ca para cada uno de los concretos son mostradas en la **Tabla 30**, **Tabla 31**, **Tabla 32** y **Tabla 33**. Cabe señalar que en la elaboración de dichos gráficos fueron empleadas las relaciones teóricas de las fases involucradas como etringita (AF_t), monosulfato (AF_m) y portlandita (CH) las cuales son plasmadas en la **Tabla 34**.

La **Figura 57** presenta de manera gráfica los análisis de PI y PE realizados en concretos curados a 10°C. Puede observarse en el gráfico de la **Figura 57A** que las relaciones Si/Ca y Al/Ca tanto de los productos internos como externos, son agrupadas en la zona que es conocida como zona del gel CSH, sin embargo, puede apreciarse que existen diferencias significativas entre ellas ya que tanto los PI como los PE correspondientes a los concretos con NSG (0 y 10% de Cl⁻) y HS presentan relaciones mayores de Si/Ca en comparación con las mostradas por los concretos elaborados con 100% de CPC. Este comportamiento es atribuido a que el Silicio proveniente de las partículas del NSG y HS está incorporándose a la matriz cementante para reaccionar de manera activa con la portlandita en las reacciones de hidratación y producir un gel CSH con alta concentración de Si, se ha reportado también una descalcificación del CSH en presencia de materiales puzolánicos, lo que también incrementa dicha relación ⁽³⁴⁾.

Bonen and Diamond encontraron que la presencia de aglomerados de HS relativamente grandes (35-80 μm) proporcionaron la oportunidad de examinar la reacción puzolánica, estudiando cementos con 10%HS curados por un año. Ellos reportaron que los resultados de los análisis de EDS mostraron una relación C/S del C-S-H de 1.7-2.0 alrededor de las partículas de HS, con una disminución en la composición lineal de la periferia al centro de 0.3-0.6 ⁽²¹⁰⁾. Ellos sugieren que CSH de diferentes composiciones pueden coexistir por periodos de tiempo muy largos, debido a su potencial químico similar y a la dificultad de los iones de Ca²⁺ de viajar a través de los anillos de reacción.

Esta participación activa de los materiales cementantes puzolánicos en las reacciones de hidratación también se sustenta con los resultados obtenidos de las relaciones Al/Ca y S/Ca correspondientes a los PI y PE realizados en los concretos reemplazados y que son mostrados en la **Figura 57B**, ya que el gel CSH producido por el NSG y HS posiblemente incorporó en su estructura los iones Al y S durante su proceso de hidratación, esta incorporación ha sido reportada por otros autores^(211, 212). La reducción en la cantidad de las fases del clinker en presencia del material de reemplazo también tiene un efecto importante en dichas relaciones.

Por otro lado, y en este mismo contexto, la **Figura 58** presenta los análisis de PI y PE realizados en concretos curados a 20°C. En los gráficos mostrados en dicha figura puede observarse que los PI y PE muestran un comportamiento muy similar al observado por los concretos curados a 10°C, sin embargo, es posible apreciar que los PE correspondientes a los concretos adicionados con NSG presentan altas relaciones Al/Ca, lo cual valida la formación de sal de Friedel desarrollada en estas condiciones de curado que fue detectada en los espectros DRX previamente discutidos (véase **Figura 48**).

Aunado a esto, los concretos con NSG y HS curados a 60°C mostraron en sus PI y PE una relación Si/Ca mayor en comparación con la mostrada por los concretos elaborados con 100% de CPC, la cual está ubicada en la zona del gel CSH (**Figura 59A**). Sin embargo, puede observarse que los PE no se observan ubicados en una misma zona, es decir, existe entre ellos una dispersión muy notable como producto de las grandes diferencias en sus relaciones Si/Ca, lo cual puede asociarse con que a esta temperatura de curado las reacciones de hidratación suceden de manera muy rápida, tal y como se ha venido mencionando en apartados anteriores. Esto da como resultado las diferencias existentes; además, estas diferencias en los PI se acentúan en el gráfico de la **Figura 59B** donde es posible detectar dispersión en los resultados de las relaciones Al/Ca y S/Ca, los cuales están ubicados en la zona de formación de la etringita (AF_t) lo que concuerda con lo obtenido mediante DRX (ver **Figura 49**), donde fue atribuida la alta temperatura (60°C) como la causante de la formación de etringita tardía.

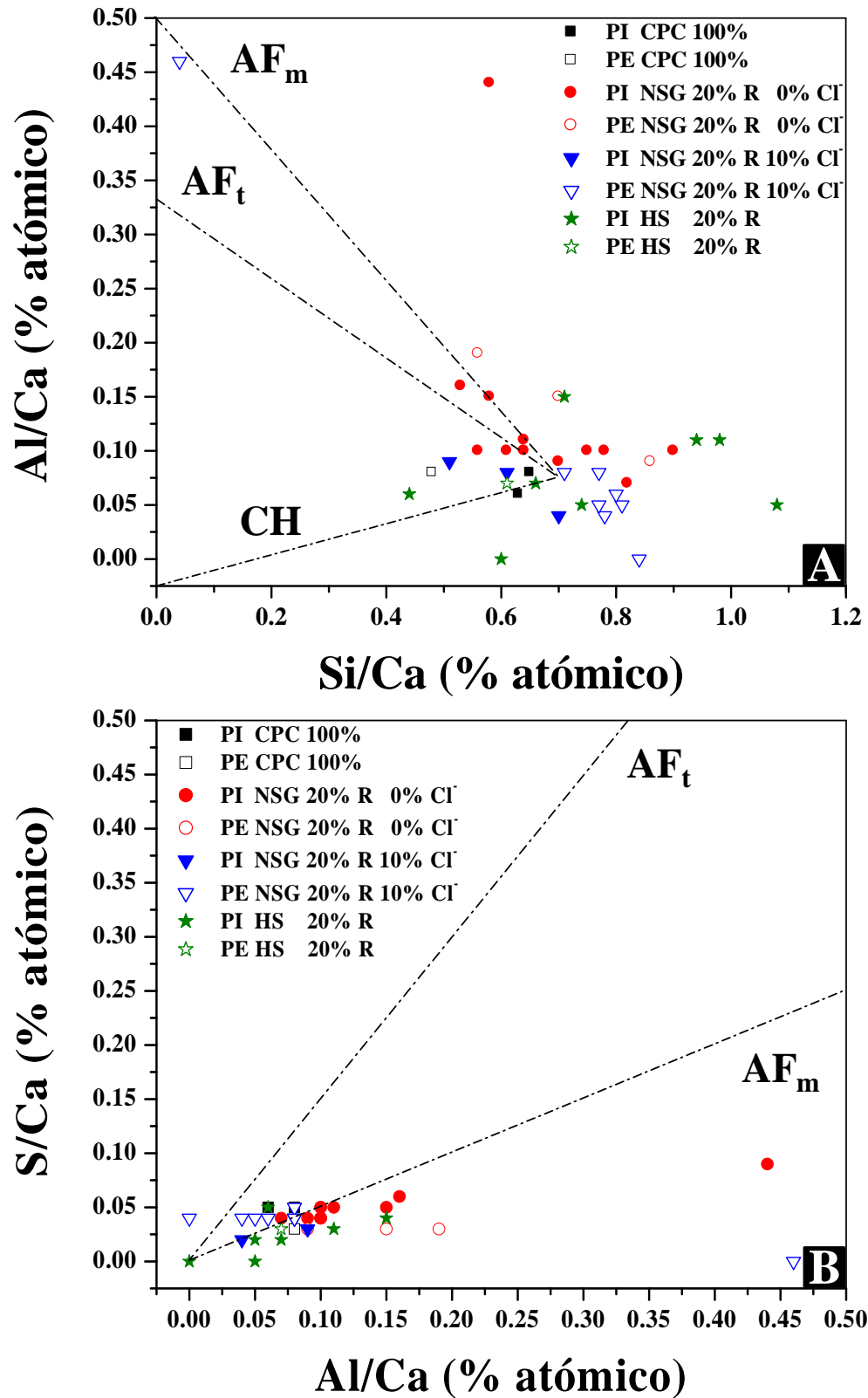


Figura 57.- Análisis puntuales realizado por la técnica de EDS a productos internos y externos de concretos que fueron curados a 10° durante 365 días.

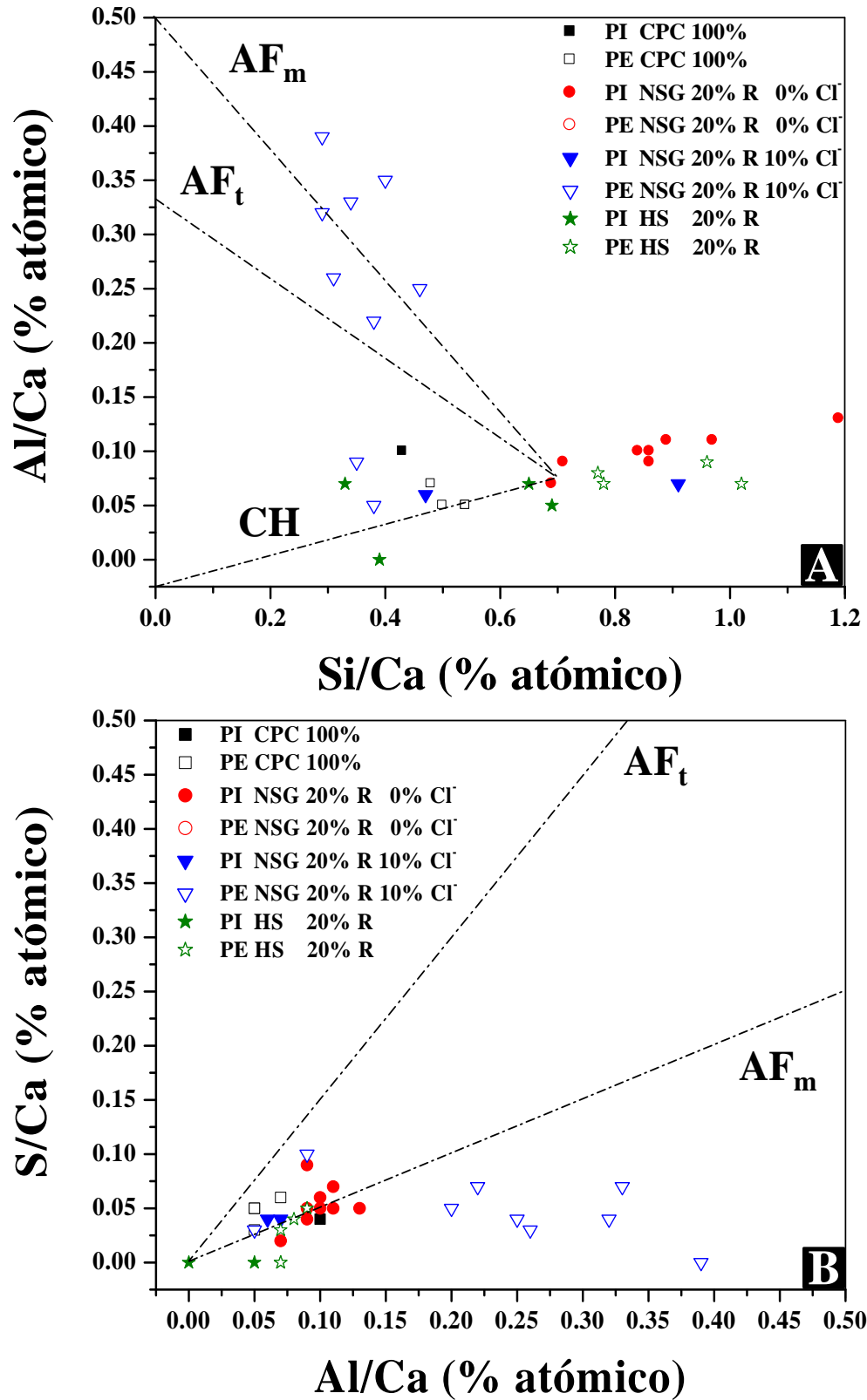


Figura 58.- Análisis puntuales realizado por la técnica de EDS a productos internos y externos de concretos que fueron curados a 20° durante 365 días.

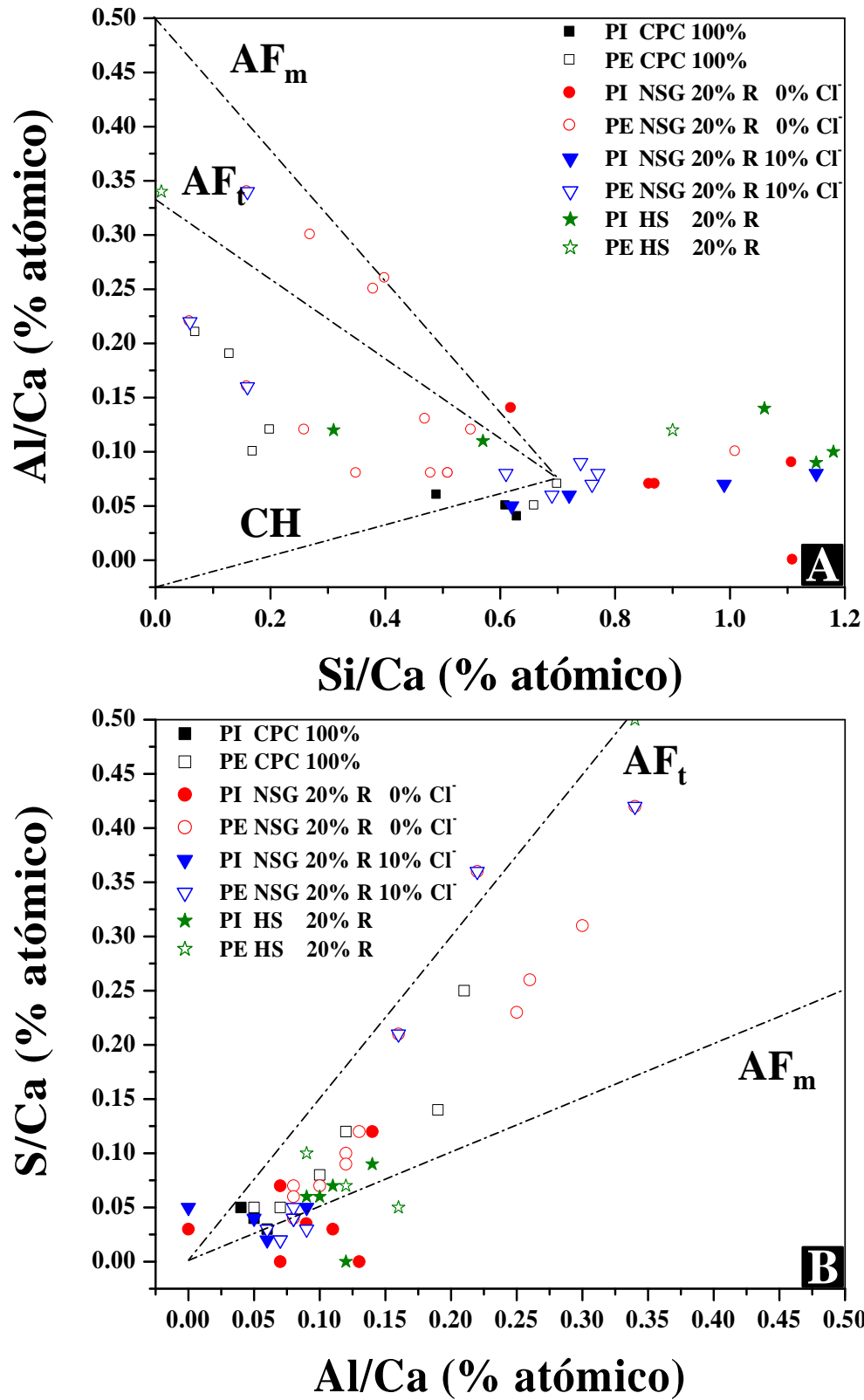


Figura 59.- Análisis puntuales realizado por la técnica de EDS a productos internos y externos de concretos que fueron curados a 10° durante 365 días.

Tabla 30.- Promedio de las relaciones Si/Ca, Al/Ca y S/Ca de los EDS realizados en los PI y PE de concretos elaborados con 100% de CPC.

		CPC			
		Si/Ca	Al/Ca	S/Ca	
10°C		0.64	0.07	0.05	PI
		0.48	0.08	0.03	PE
20°C		0.48	0.07	0.05	PI
		0.50	0.06	0.05	PE
60°C		0.58	0.05	0.04	PI
		0.68	0.06	0.05	PE

Tabla 31.- Promedio de las relaciones Si/Ca, Al/Ca y S/Ca de los EDS realizados en los PI y PE de concretos adicionados con 20% de NSG de 0% de Cl⁻.

		NSG 20 % R, 0% de Cl ⁻			
		Si/Ca	Al/Ca	S/Ca	
10°C		0.67	0.14	0.05	PI
		0.71	0.14	0.03	PE
20°C		0.92	0.10	0.05	PI
					PE
60°C		1.15	0.09	0.04	PI
		1.01	0.10	0.07	PE

Tabla 32.- Promedio de las relaciones Si/Ca, Al/Ca y S/Ca de los EDS realizados en los PI y PE de concretos adicionados con 20% de NSG de 10% de Cl⁻.

		NSG 20 % R, 10% de Cl ⁻			
		Si/Ca	Al/Ca	S/Ca	
10°C		0.60	0.07	0.03	PI
		0.78	0.05	0.04	PE
20°C		0.69	0.06	0.04	PI
		0.35	0.09	0.10	PE
60°C		1.15	0.06	0.04	PI
		0.72	0.06	0.03	PE

Tabla 33.- Promedio de las relaciones Si/Ca, Al/Ca y S/Ca de los EDS realizados en los PI y PE de concretos adicionados con 20% de HS.

HS 20 % R				
	Si/Ca	Al/Ca	S/Ca	
10°C	0.79	0.08	0.02	PI
	0.61	0.07	0.03	PE
20°C	0.51	0.05	0.00	PI
	0.88	0.08	0.03	PE
60°C	0.85	0.11	0.05	PI
	1.20	0.12	0.07	PE

Tabla 34.- Composición teórica de las fases AF_t , AF_m y CH.

Composición teórica			
	Si/Ca	Al/Ca	S/Ca
AF_t	0	0.33	0.5
AF_m	0	0.50	0.25
CH	0	0	0

5.2.3.2- Efecto del reemplazo de CPC por NSG o HS.

La **Figura 60** muestra las imágenes obtenidas a una magnificación de 500X que corresponden a las microestructuras exhibidas en concretos elaborados con 100% CPC y concretos adicionados con 20% de NSG de 0% de CI⁻ totales o HS, todos ellos curados a 20°C. De manera general puede observarse que la microestructura que presenta el concreto de 100% CPC (**Figura 60A**) tiene una menor cantidad de productos de hidratación (internos y externos) y más granos de cementos anhidros en proceso de hidratación en comparación con los mostrados en los concretos reemplazados con NSG de 0% de CI⁻ totales y HS (**Figura 60B** y **Figura 60C**).

Esto se debe a que tanto las partículas de NSG como las de HS, reaccionan con el CH y producen gel CSH adicional, ya sea en la modalidad de productos internos como externos. Esto fomenta a que en los concretos se desarrolle una densificación de la

matriz cementante y consecuentemente un incremento en la RC (véase **pág. 97**). Sin embargo, puede observarse que a pesar de que hay una mayor producción de CSH en los concretos reemplazados (**Figura 60D**), la microestructura revelada por los concretos adicionados con NSG de 10% de Cl^- , presenta una mayor cantidad de porosidad (negro) distribuida en toda la matriz, en comparación con la observada en el resto de los concretos.

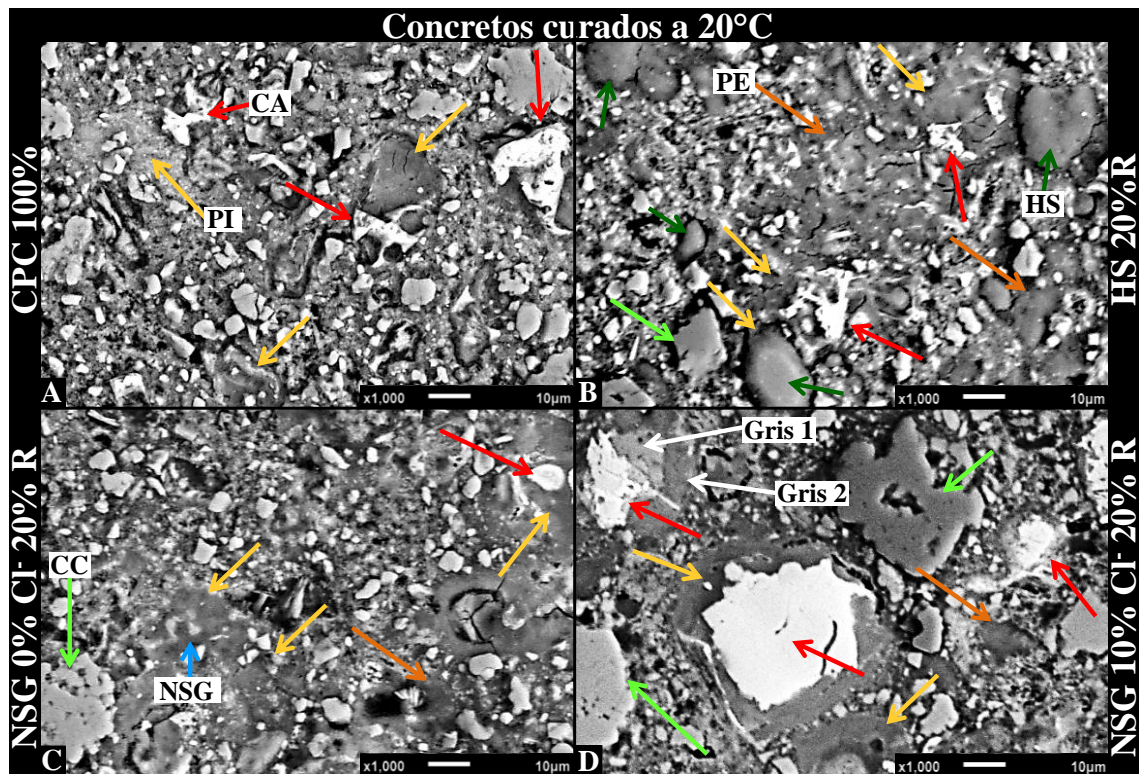


Figura 60.- Comparación microestructural entre concretos curados a 20°C: A) Elaborados con 100% de CPC, B) Reemplazados con 20 de HS, C) Reemplazados con 20% de NSG de 0% Cl^- y D) Reemplazados con 20% de NSG de 10% Cl^- .

Esta porosidad puede ser atribuida a la mala trabajabilidad generada durante el proceso de mezclado de los concretos como consecuencia de un mayor consumo de agua demandada por los cloruros y las partículas del NSG (este efecto será discutido más adelante en los resultados de porosidad). La microestructura obtenida también concuerda con los resultados de RC, observando una disminución en los concretos con NSG de 10% de Cl^- .

Referente a los productos de hidratación, puede observarse que todos ellos presentan tonalidades de grises diferentes con respecto al material de reemplazo empleado, de manera que los PI de NSG son más oscuros en comparación con los PI de los granos de cemento, a su vez, los PI producidos por el HS son aún más oscuros. Todo esto está relacionado con la composición química del CSH generado por cada uno de ellos, que de acuerdo a lo que se mencionó en los resultados de EDS, pueden co-existir composiciones diferentes de CSH por tiempos muy prolongados de curado.

Por otro lado, puede apreciarse que en los productos internos generados en la matriz cementante de los concretos que fueron adicionados con cloruros, presentan dos tonalidades de grises y los granos de cemento anhidros suelen ser muy grandes en comparación con los observados en las matrices cementantes de los otros concretos.

Esta variación en la tonalidad de gris está directamente relacionada con dos factores: diferencia en composición química de los productos de reacción y porosidad del anillo de reacción ⁽²¹³⁾. A mayor porosidad el anillo se verá de una tonalidad más oscura; esta porosidad ayudará a las reacciones posteriores entre la solución de poros y el grano anhidro. De manera que si se forma una capa compacta de PI la cinética de reacción disminuye y por tanto se observa una mayor cantidad de granos anhidros.

En la **Figura 61** son presentadas las relaciones Si/Ca, Al/Ca y S/Ca obtenidas en los productos internos para los 3 diferentes tipos de materiales cementantes evaluados en esta investigación: Cemento anhidro, residuo nanosílice geotérmica con y sin cloruros y Humo de sílice. Puede observarse en dicha figura que la relación Si/Ca (0.94) para los productos internos de concretos elaborados con 100% de CPC es menor en comparación con la obtenida en los concretos adicionados con NSG (1.35 y 1.1) y HS (1.34), lo cual evidencia que los materiales puzolánicos participan de manera activa en los procesos de hidratación incorporando Si al CSH, como se mencionó anteriormente (véase **Figura 58A**).

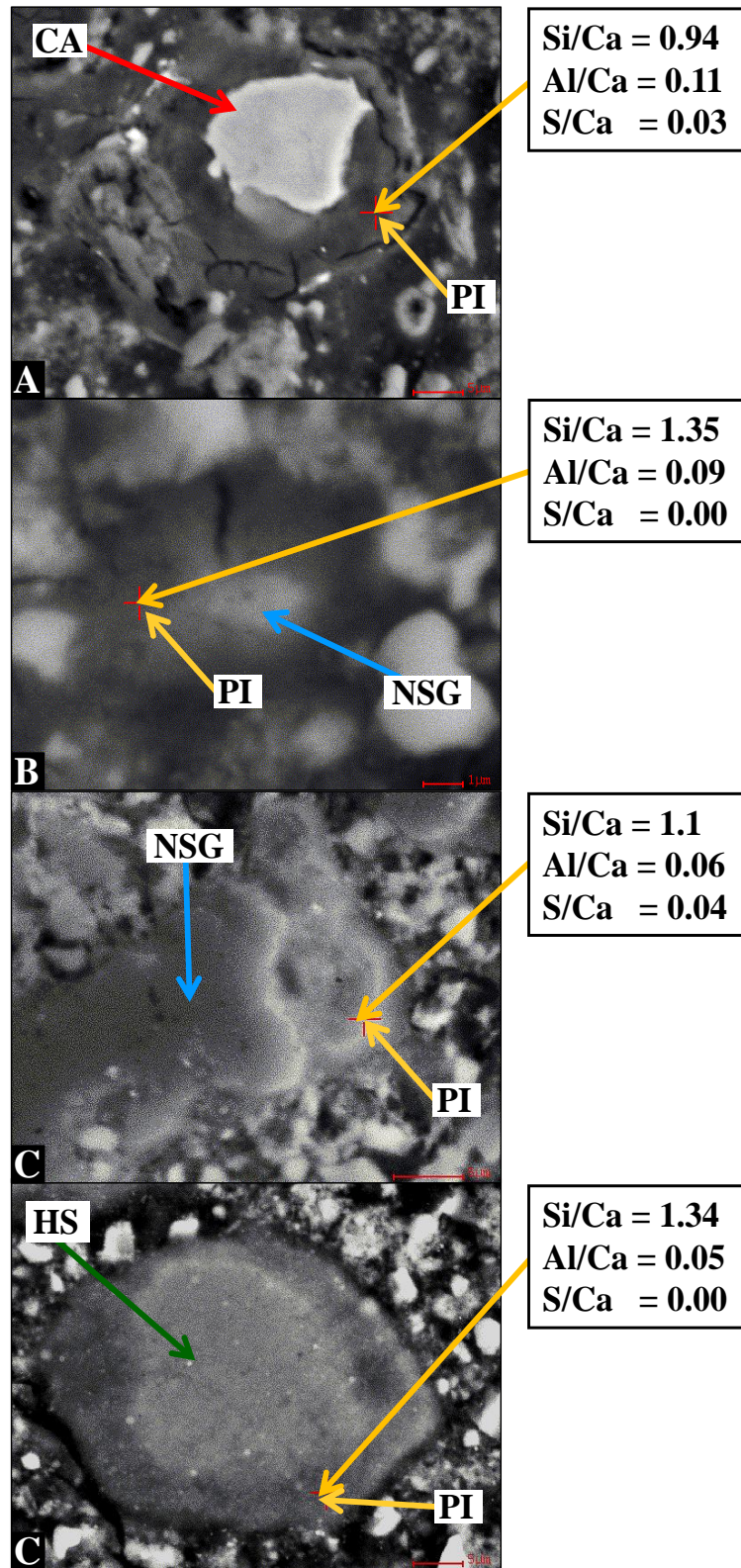


Figura 61.- Relaciones Si/Ca, Al/Ca y S/Ca obtenidas en los PI de concretos curados a 20°C: A) Elaborados con 100% de CPC, B) Reemplazados con 20% de NSG de 0% Cl⁻, C) Reemplazados con 20% de NSG de 10% Cl⁻, y D) Reemplazados con 20% de HS.

5.2.3.3.- Efecto de la temperatura de curado

5.2.3.3.1.- Concretos elaborados con 100% de CPC

En la **Figura 62** se puede apreciar la diferencia microestructural causada por el efecto de la temperatura en los concretos elaborados con 100% de CPC. Las imágenes mostradas fueron obtenidas a 500 y 700X. En ellas es posible observar características muy similares en la matriz cementante como porosidad distribuida en la matriz, CH, granos de cemento parcialmente hidratados con anillos de reacción (PI) y como PE. La principal diferencia existente en las imágenes radica en la cantidad de productos de hidratación (PI y PE) y su tonalidad, el tamaño de los granos de CA y la porosidad. De manera que a la temperatura de 10°C es posible observar una mayor densificación de la matriz, pocos granos de cemento parcialmente hidratados, poca porosidad y una tonalidad de gris más oscura de los productos de reacción, especialmente PI, en comparación con lo encontrado a 20 y 60°C. A esta última temperatura se encontraron granos de CA de gran tamaño en comparación con las muestras curadas a temperaturas menores.

La diferencia en la tonalidad de gris de los PI y PE (de más oscuro a más claro con el incremento en la temperatura) se ha atribuido anteriormente a la temperatura propicia una hidratación inicial muy rápida, formando anillos de reacción que limitan la movilidad posterior de los iones desde los granos de cemento anhidros hacia el exterior, propiciando las diferencias composicionales y de porosidad ^(23, 24). Además, fue observada la presencia de la Etringita (FTE) en microestructura de los concretos curados a 60°C la cual fue localizada en la matriz cementante, poros y alrededor de los agregados (**Figura 63**), la que fue corroborada mediante los análisis realizados por EDS y mostrados en la **Figura 59B**. Cabe señalar que estos concretos no mostraron agrietamiento extensivo y sus valores en la RC fueron inferiores a los obtenidos para aquellos concretos curados a 10 y 20 °C, lo cual además de relacionarse con los discutidos previamente (**Figura 40**), está en línea con estas observaciones. Sin embargo, cabe señalar que la detección de FTE se ha realizado en concretos endurecidos los cuales no han mostrado ningún fenómeno de expansión, y al igual que en este caso, la FTE se

ha detectado en cavidades largas, grietas y poros como parte de la recristalización de la etringita previamente formada como pequeños cristales precipitados en la matriz cementante ⁽²¹⁵⁾.

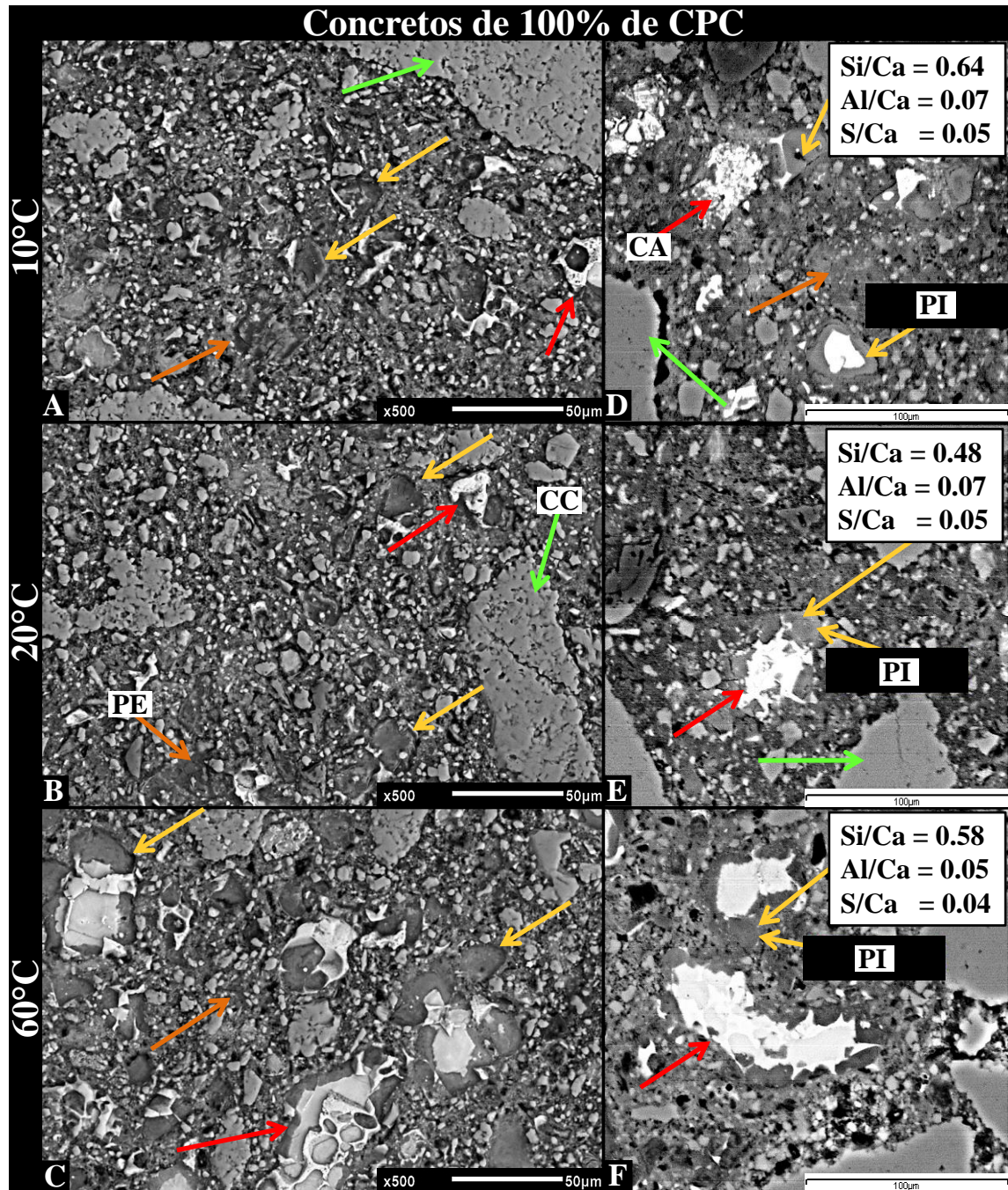


Figura 62.- Comparación microestructural entre concretos elaborados con 100% de CPC: A) Curados a 10°C, B) Curados a 20°C y C) Curados a 60°C.

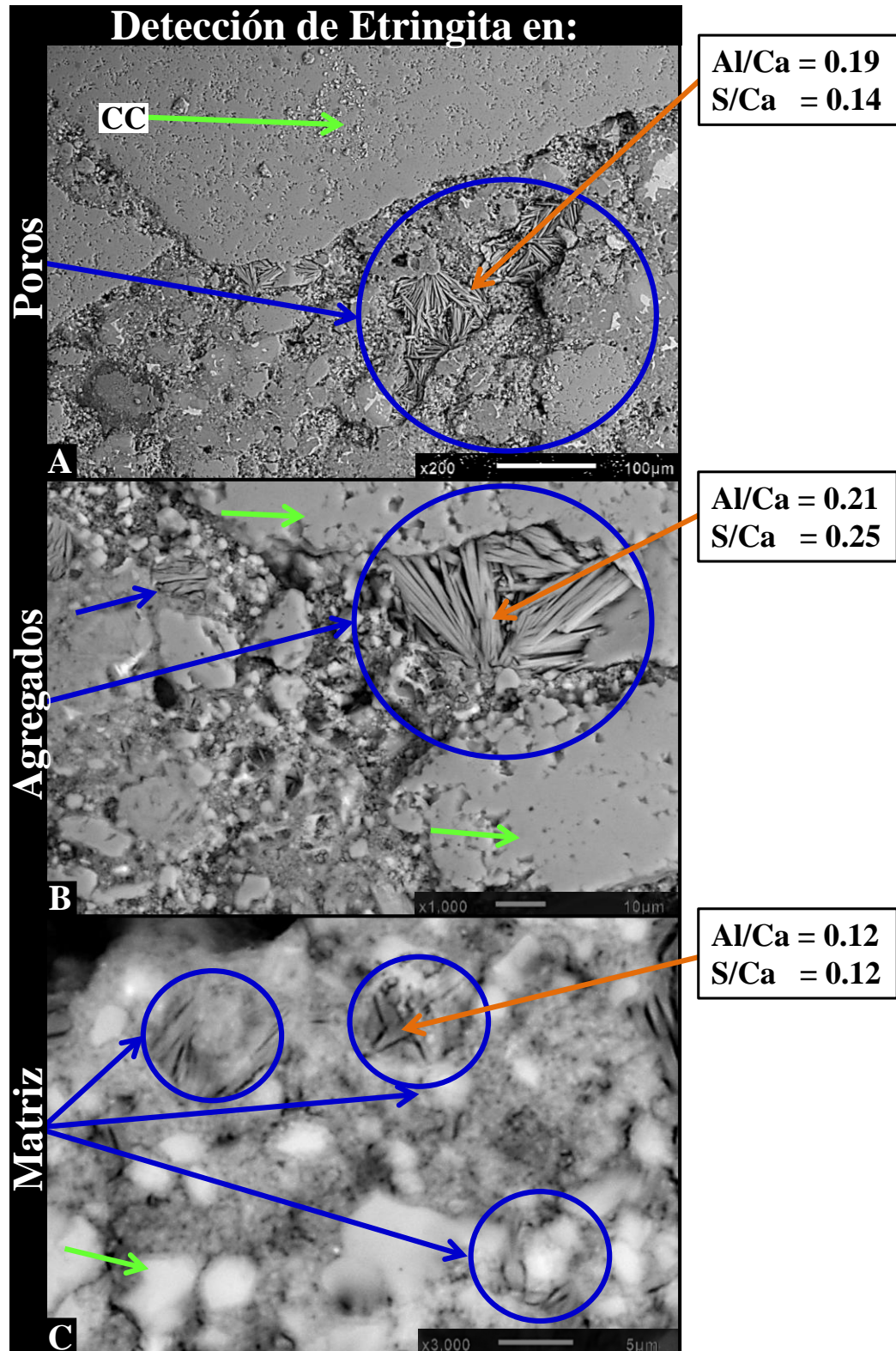


Figura 63.- Microestructura que presenta un concreto elaborado con 100% de CPC y curado a 60°C, en el cual es detectada la formación tardía de etringita en: A) Poros, B) Alrededor de agregados y C) En toda la matriz cementante.

5.2.3.3.2.- Concretos reemplazados con 20% de NSG de 0% de Cl⁻.

La **Figura 64** muestra las imágenes obtenidas a 500 y 1000X y que corresponden a la microestructura exhibida por concretos con 20% de NSG de 0% de cloruros totales y curados a 10, 20 y 60°C. De manera general puede observarse que los concretos presentan características muy similares entre sí como: granos de cemento parcialmente reaccionados, aglomerados de NSG parcialmente reaccionados, agregados calizos y porosidad dispersa, misma que puede apreciarse con mayor claridad a 1000X.

Además, las imágenes revelan que la temperatura de curado influye de manera significativa en la evolución microestructural de los concretos ya que a 10°C, se observa una matriz cementante más densa y pocos granos de cemento en proceso de hidratación, en comparación con la microestructura exhibida a 60°C, en la cual los poros son más grandes, los granos de cemento en proceso de hidratación son también mayores.

Otra diferencia observada es que la temperatura de curado también fomenta un cambio en el color de los anillos de reacción (PI) de los granos de cemento en proceso de hidratación y de los aglomerados de NSG. Además, a temperaturas de curado bajas se observa una tonalidad de gris más oscura de en los anillos de reacción en comparación con lo observado a temperaturas más altas, esto puede corroborarse a mayor detalle en las imágenes de la **Figura 65** las cuales fueron obtenidas a magnificaciones de 2500X.

Lo anterior concuerda con estudios realizados por otros autores ^(216, 217) los cuales han atribuido dicho comportamiento a la formación de porosidad capilar desarrollada en los PI, así como a las diferencias en composiciones químicas en dichos productos como consecuencia de la temperatura.

Cabe señalar que en los concretos que fueron adicionados con NSG de 0% de cloruros, se detectó de manera aislada la presencia de RAS y FTE en todos los niveles de reemplazo a 10 y 20°C (véase **Figura 66**) y la presencia de FTE se acentuó a 60°C. Sin embargo la presencia de estas fases no causó una inestabilidad dimensional y expansión

debido a que se detectaron de manera aislada. Esto concuerda con lo reportado por Diamond ⁽²¹⁸⁾ ya que sugiere que la FTE puede esperarse en pequeñas cantidades tanto en concretos curados a altas temperaturas, como en los que no han sufrido tratamiento térmico.

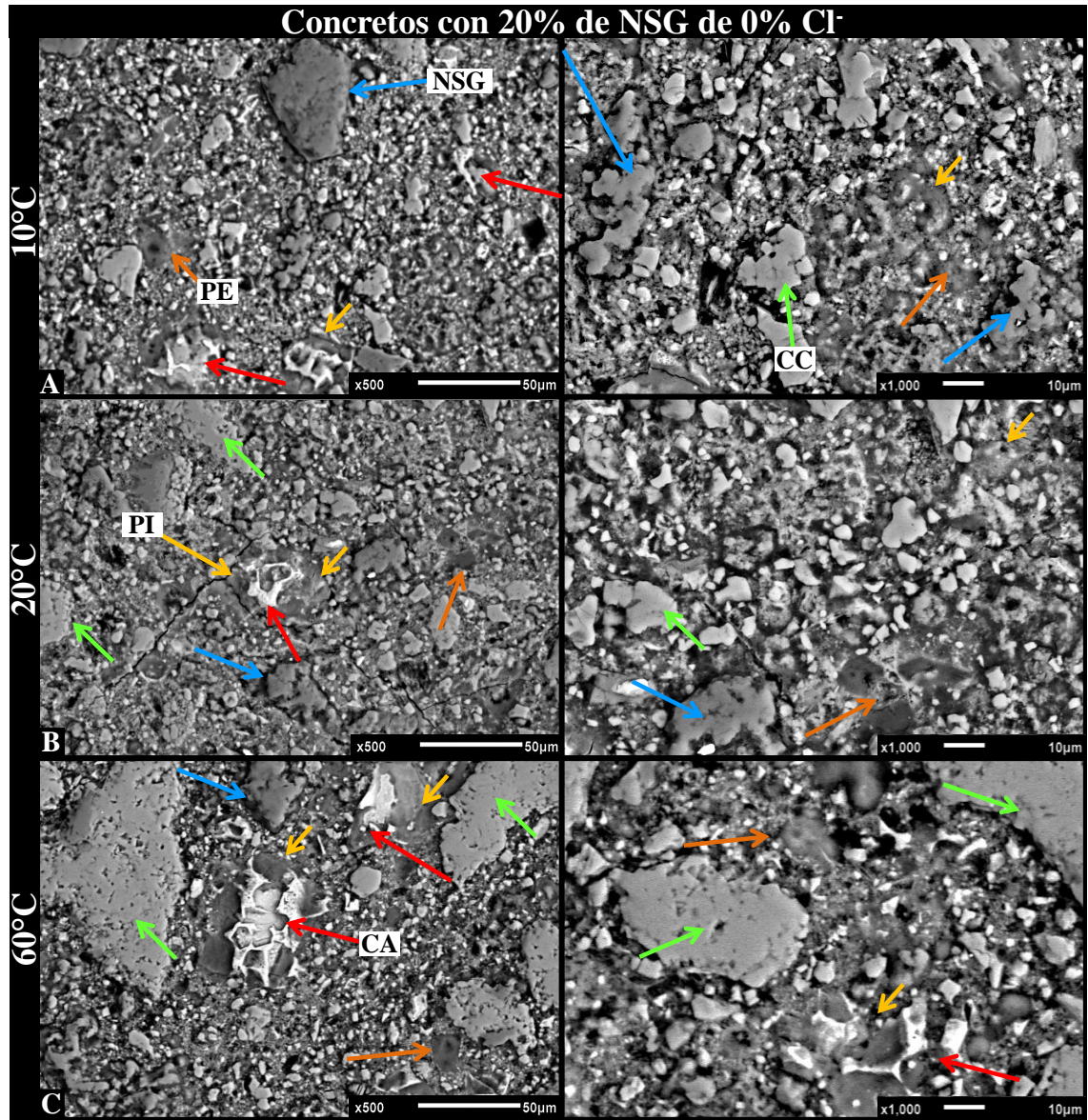


Figura 64.- Microestructura a 500 y 1000X que presentan los concretos adicionados al 20% de NSG de 0% de Cl⁻ y que fueron curados a 365 días a 10, 20 y 60°C.

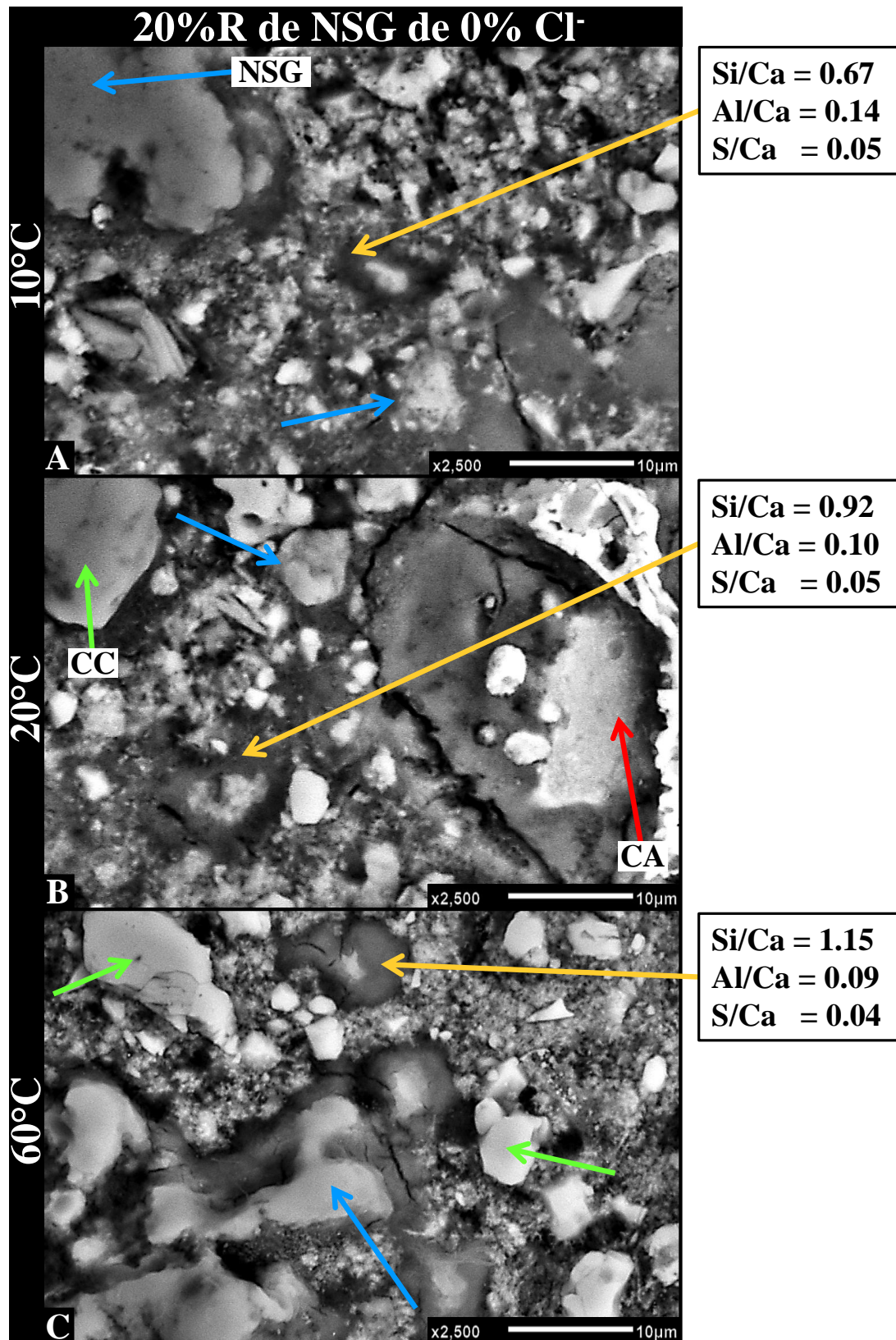


Figura 65.- Microestructura a 2500X que presentan los concretos adicionados al 20% de NSG de 0% de Cl⁻ y que fueron curados a 365 días a 10, 20 y 60°C.

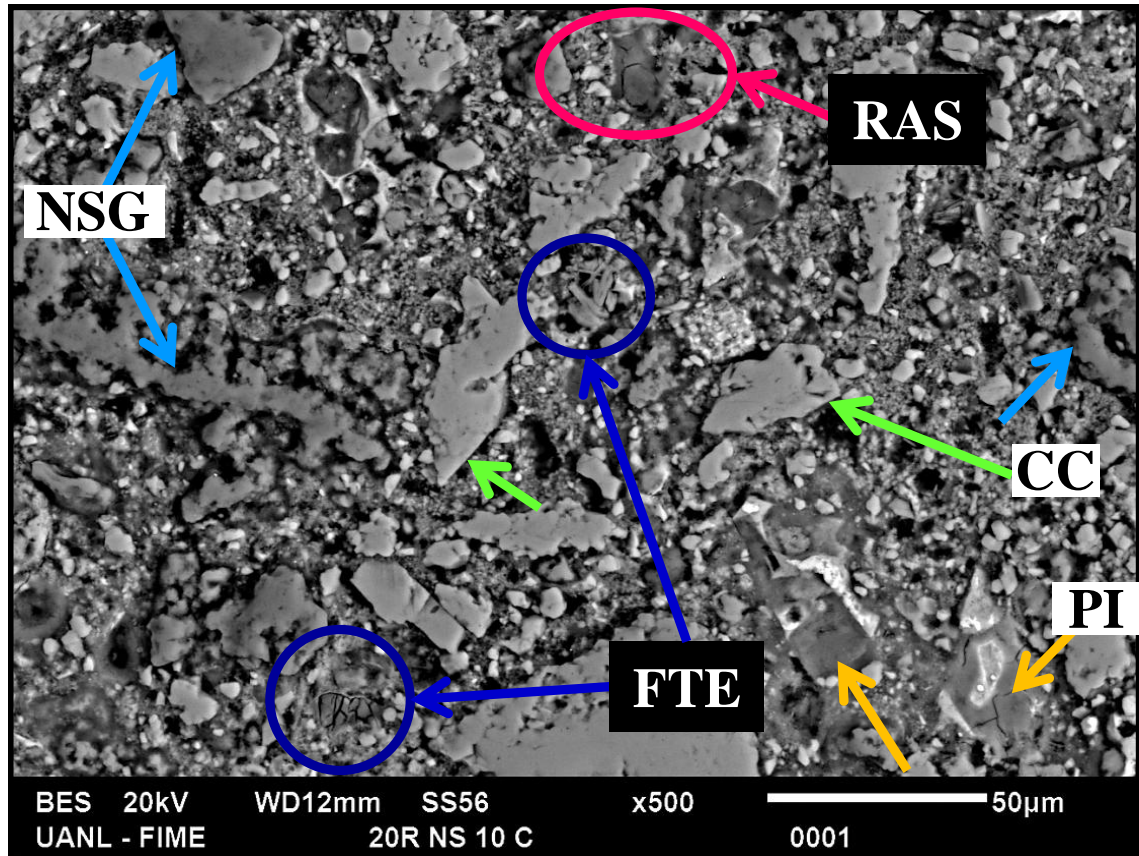


Figura 66.- Microestructura que presentan los concretos adicionados al 20% de NSG de 0% de Cl y que fueron curados a 365 días a 10, 20 y 60°C.

5.2.3.3.3.- Concretos adicionados con NSG de 20% de reemplazo de 10% de Cl.

Las imágenes mostradas en la **Figura 68** fueron obtenidas a 500 y 1000X y son de concretos con 20% de NSG de 10% de cloruros totales. De manera general y en comparativa con la microestructura presentada por los concretos con NSG de 0% de cloruros totales, los concretos con 10% de cloruros totales presentan granos de cemento anhidro de mayor tamaño, además los PI presentan dos tonalidades de grises, gris claro en la parte externa del anillo de reacción y gris oscuro en la parte interna. Las cuales pueden observarse a mayor detalle en las imágenes mostradas en la **Figura 66**. Este comportamiento ha sido observado por otros autores ⁽²³⁾. En la **Figura 68** es posible observar características microestructurales muy similares entre los concretos que fueron curados a 10 y 20°C, ya que en ambos se puede apreciar la presencia de una porosidad

mayor en comparativa con el resto de los concretos (véase **Figura 62**, **Figura 64** y **Figura 71**) al igual que los cementos anhidros. Aunado a ello, también es posible detectar en estas microestructuras la presencia de sal de Friedel localizada en la matriz cementante y poros, de dos tonalidades de gris en los PI de los cementos anhidros; RAS y zonas agrietadas. El presencia SF y RAS se relaciona con los resultados de RC obtenidos en estos concretos, ya que a los 360 días de curado se obtuvieron valores de resistencias menores en comparación con las obtenidas a 180 días. Dichos valores representan un 14% y 21.31% de pérdida en la RC.

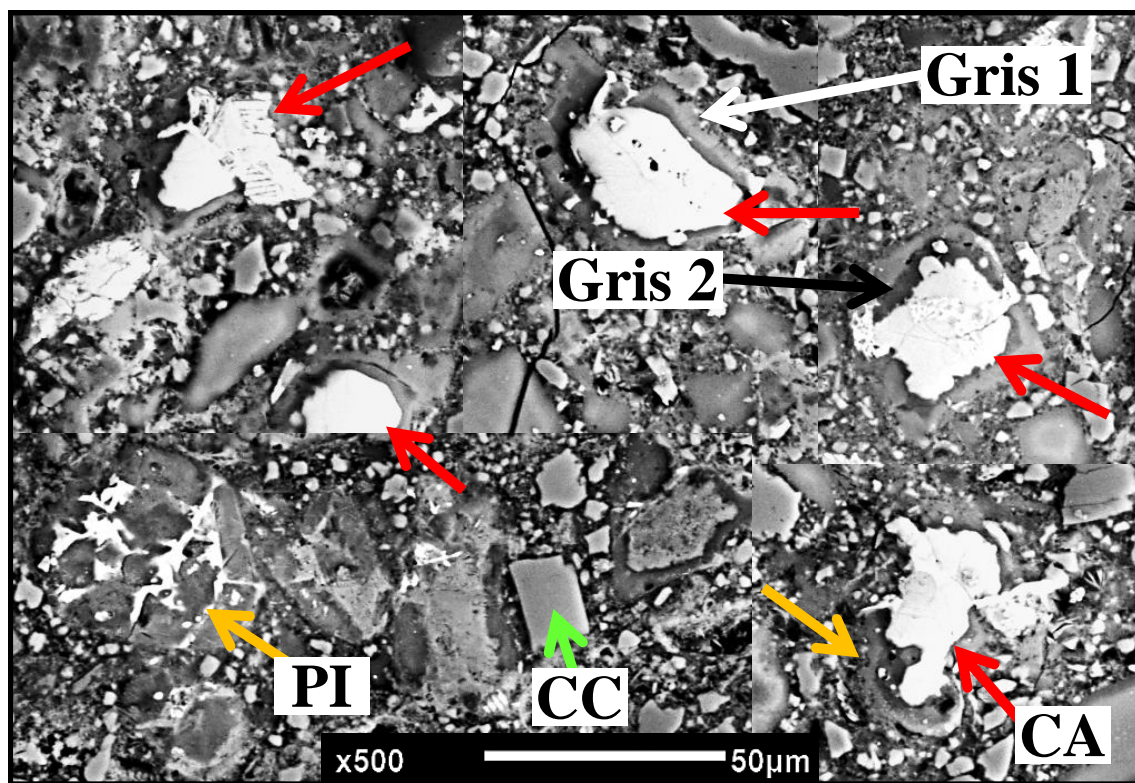


Figura 67.- Microestructura que presentan los concretos adicionados al 20% de NSG de 10% de Cl.

Además, la incorporación de los cloruros a las mezclas de concretos, fomentó en éstos durante el proceso de mezclado y posterior fraguado y curado, el desarrollo de una mayor porosidad en comparativa con los concretos con 100% CPC y los que no contenían cloruros, lo cual repercutió en la RC (véase **Figura 41** y **Figura 42**). De acuerdo con las imágenes mostradas en la **Figura 68**, la porosidad se acentuó en la temperatura de curado de 60°C. En estas muestras curadas a 3 días se observó la

presencia de sal de Friedel (véase **Figura 41** y **Figura 48**). Esta sal de Friedel con el tiempo se transformó a FTE y ocasionó la caída en la RC (**Figura 41** y **Figura 48**), de manera que los concretos exhibieron una pérdida de 31.44% en comparativa con la obtenida a 1 día de curado. Además, los cloruros causaron la formación de SF, FTE y gel de RAS (**Figura 69** a 1500, 2000 y 2500X), las cuales fomentaron un deterioro con el tiempo en la microestructura de los concretos impactando en la caída de la RC.

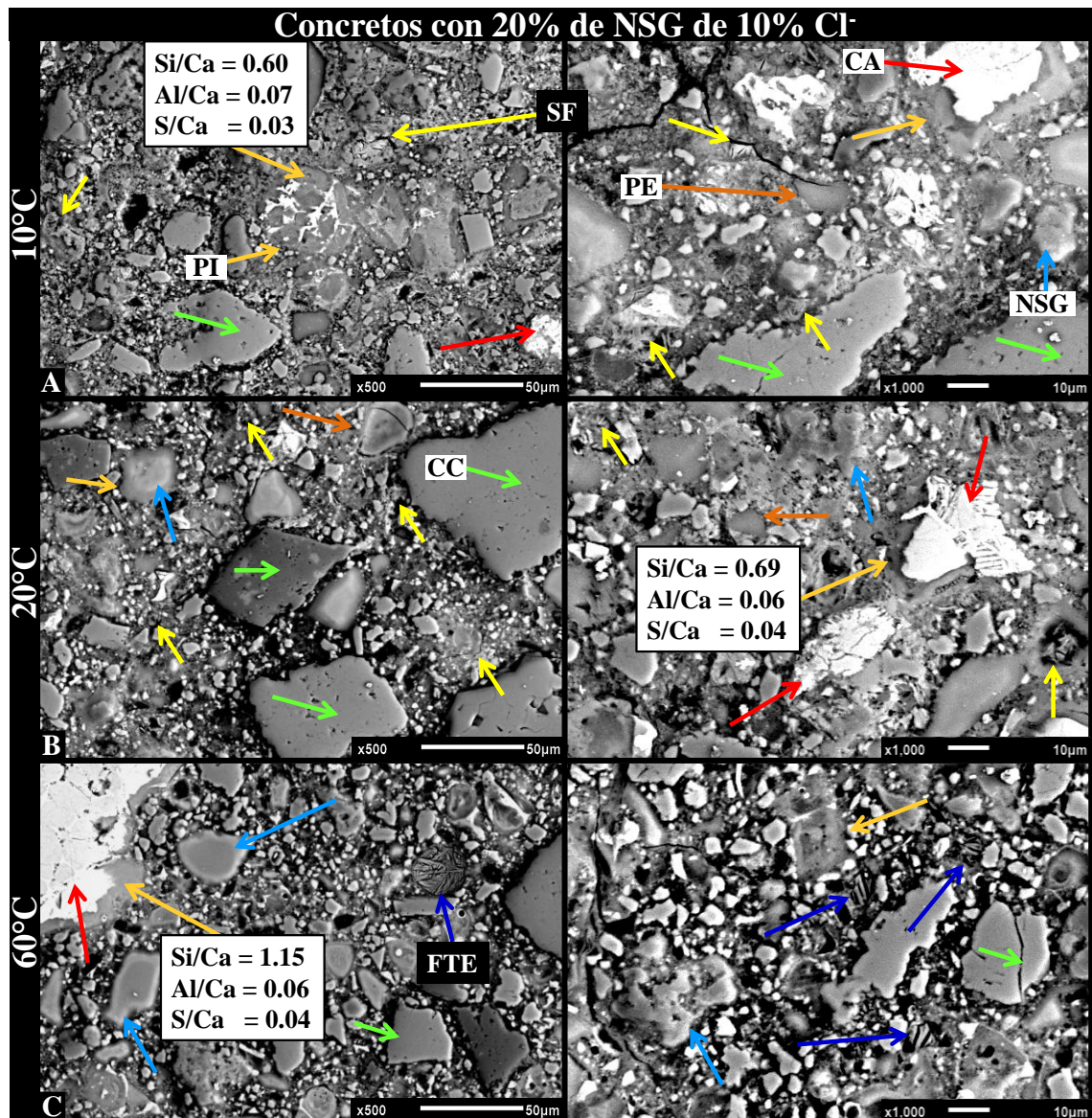


Figura 68.- Microestructura obtenida a magnificaciones de 500 y 1000X de concretos que fueron adicionados al 20% de NSG de 10% de Cl⁻ y curados por 365 días: A) Curados a 10°C, B) Curados a 20°C y C) Curados a 60°C.

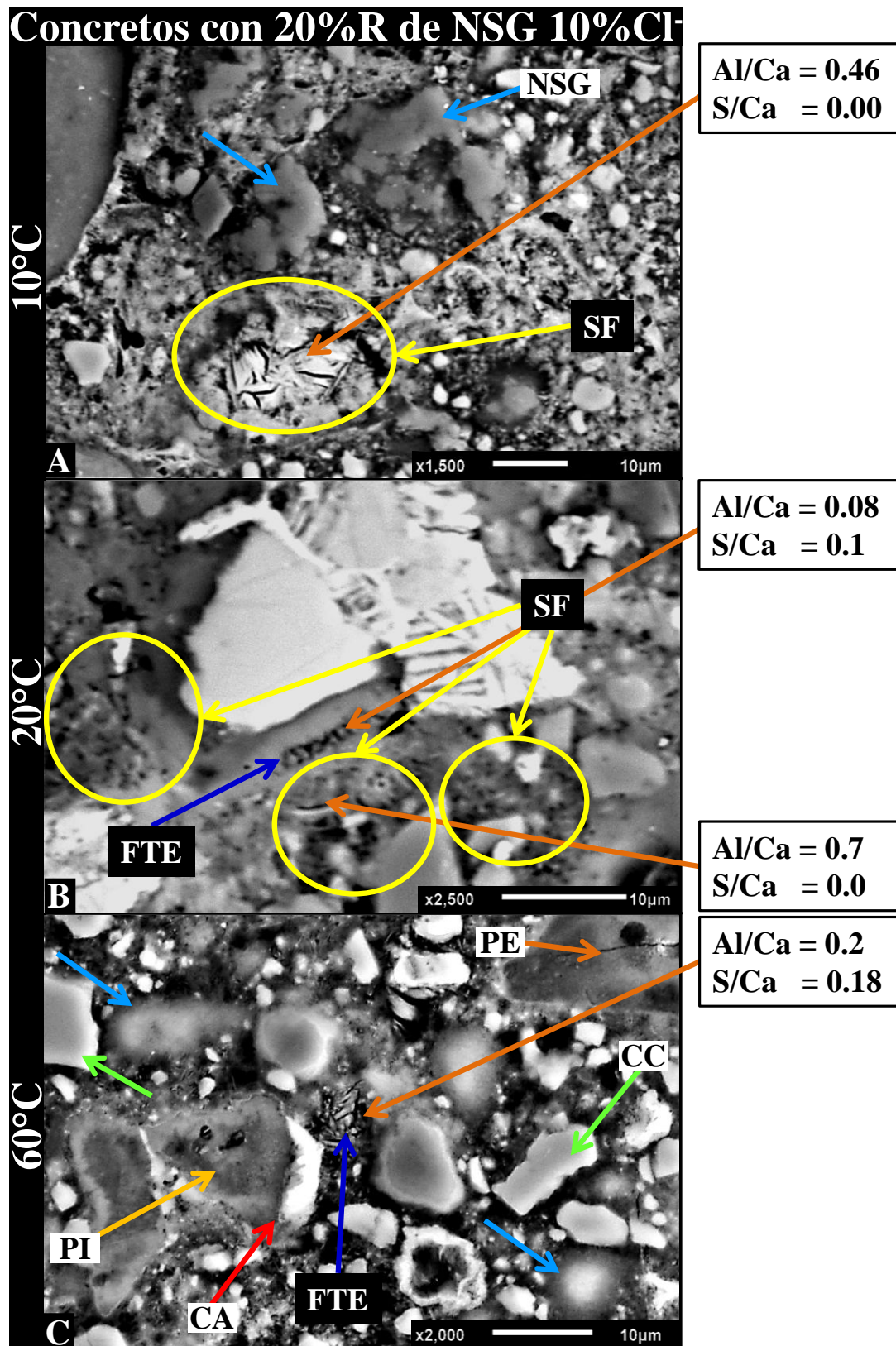


Figura 69.- Concretos adicionados al 20% de NSG de 10% de Cl⁻ y curados por 365 días: A) Formación de SF detectada 10°C, B) Formación SF y FTE detectadas a 20°C, C) Detección de la FTE a 60°C.

5.2.3.3.4.- Concretos adicionados con 20% de reemplazo de HS.

Las imágenes mostradas en la **Figura 71** corresponden a la microestructura exhibida por concretos con 20 % de HS a 500X. De manera general puede observarse que la incorporación de HS generó una densificación en la matriz cementante, lo que repercutió en la RC de manera que a 360 días de curado, los concretos con HS y curados a 10 y 20°C, superaron a los concretos elaborados con 100% CPC en un 20.1% (10°C) y 30.58% (20°C). Caso contrario fue observado con en los concretos curados a 60°C, presentando una disminución en RC de 13.81% en comparativa con los elaborados con 100% CPC. Esto puede verse en la imagen de la **Figura 71C**, con alta porosidad y presencia de FTE. Al igual que los concretos con NSG, aquellos con HS también desarrollaron la FTE localizada alrededor de agregados y porosidad (véase **Figura 70A**). Así mismo también se detectó la formación del gel de RAS en aglomerados de HS (**Figura 70B**). Estas fases fomentaron una caída en los valores de RC a 365 días de curado, sobre todo en los concretos elaborados con 30% de HS. Cabe señalar que este fenómeno también ha sido reportado en otros trabajos de investigación en los cuales la co-ocurrencia de etringita y gel de reacción álcali sílice es común, en algunos casos en campo ^(219, 220).

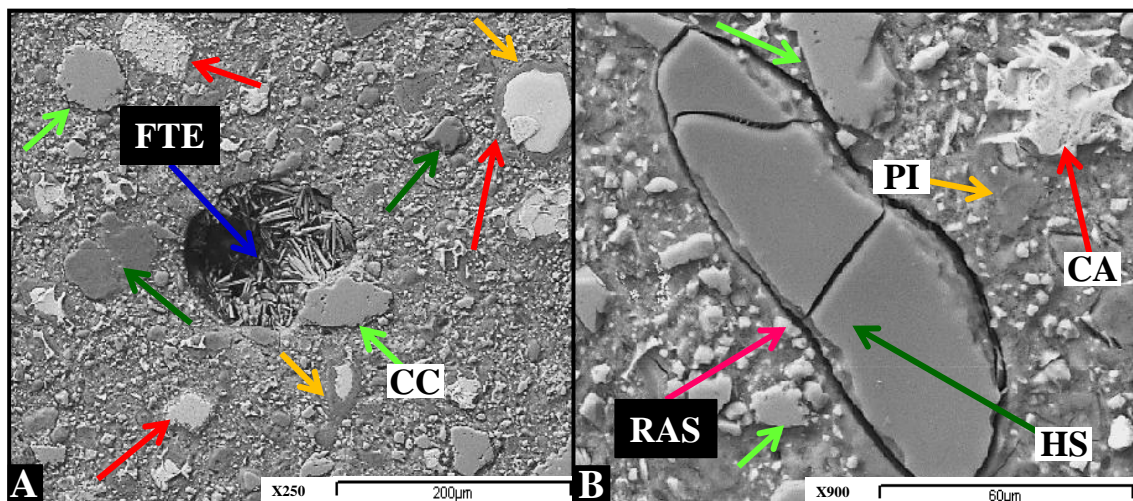


Figura 70.- Concretos adicionados con humo de sílice “HS” y que fueron curados a 360 días a 60°C: A) Formación tardía de etringita detectada en un poro; B) Formación del gel de reacción álcali sílice detectado en un aglomerado de HS.

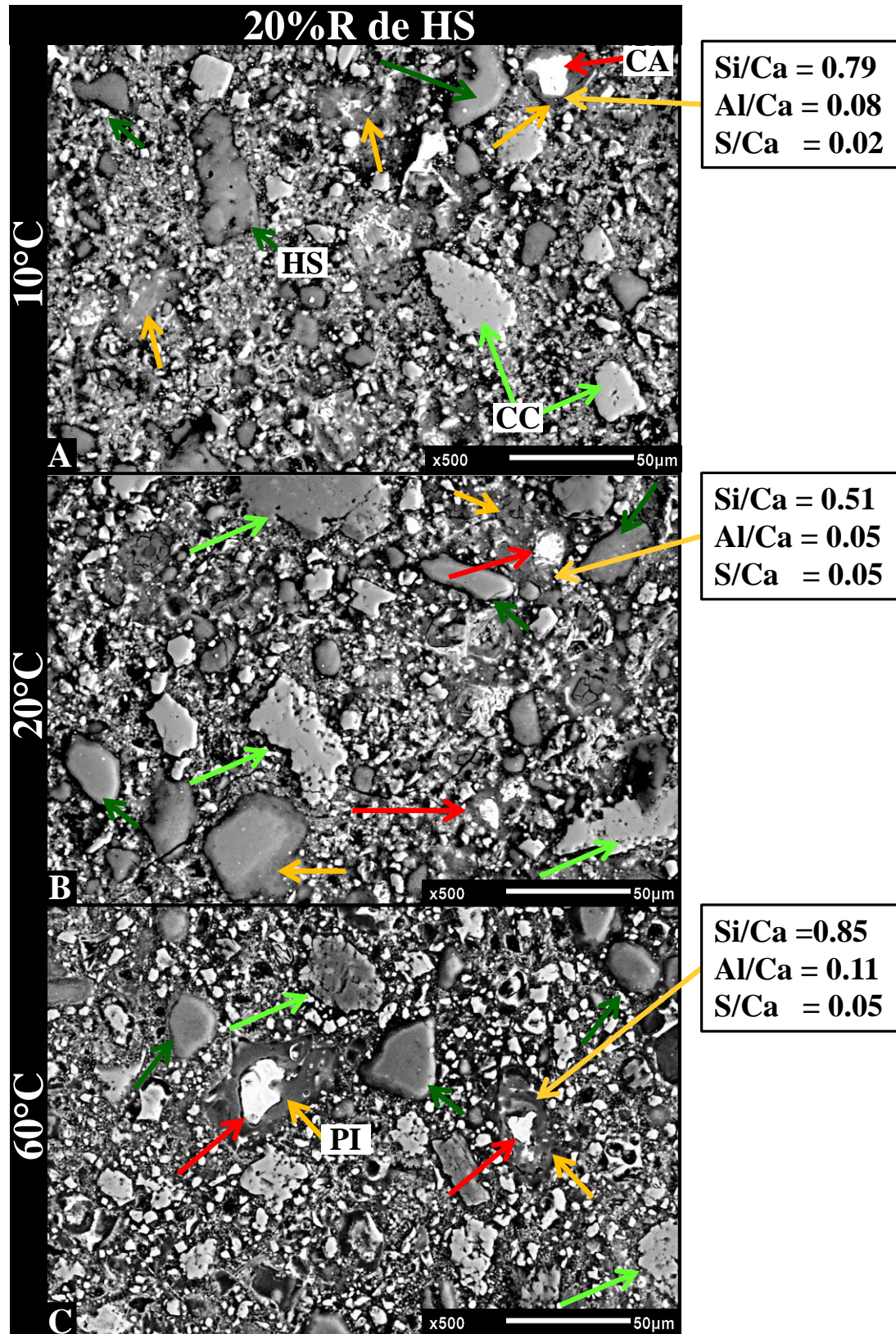


Figura 71.- Concretos adicionados con humo de sílice “HS” y que fueron curados a 360 días: A) Curados a 10°C, B) Curados a 20°C y C) Curados a 60°C.

5.2.3.4.- Efecto de la concentración de los cloruros totales en el NSG

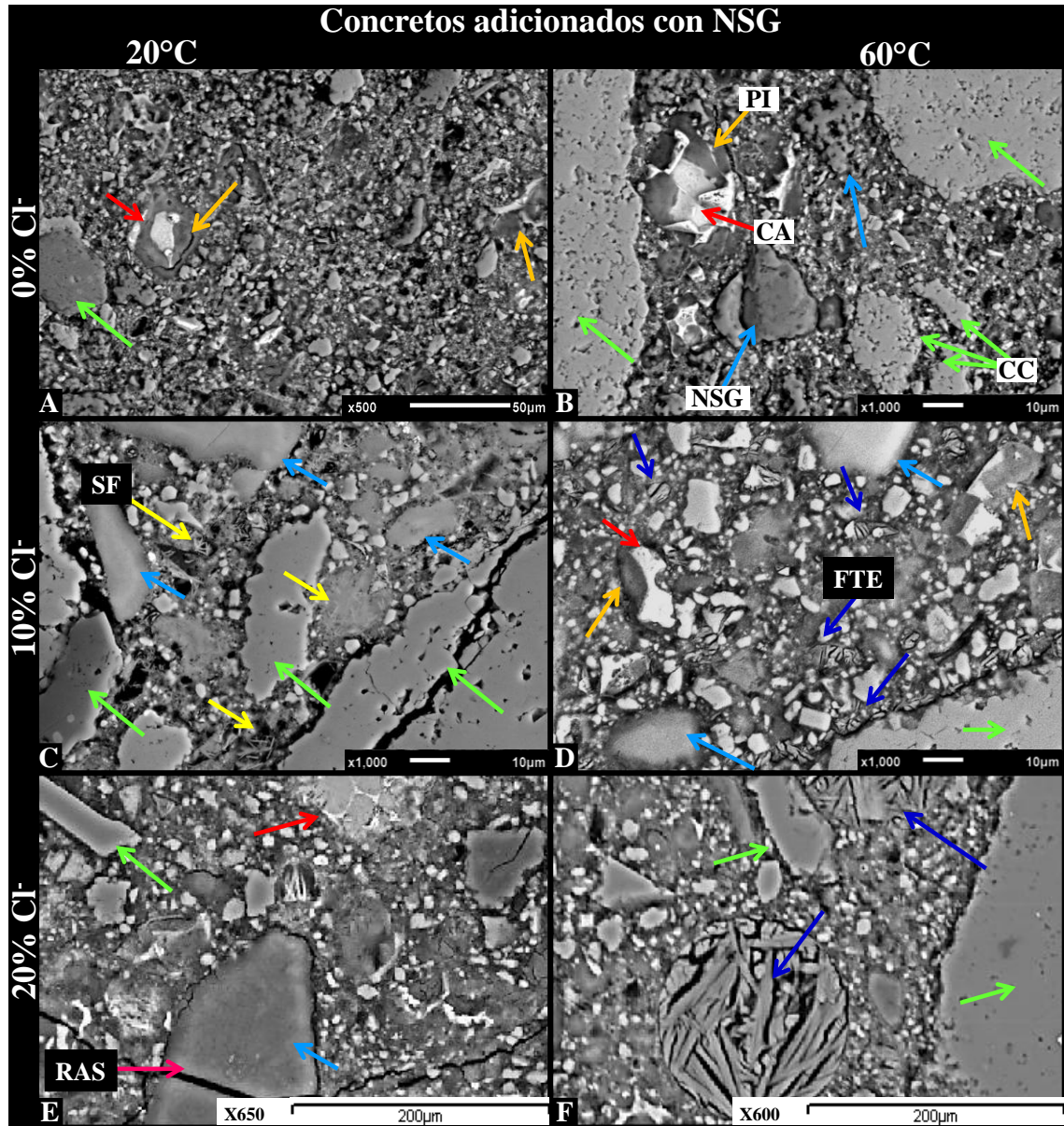


Figura 72.- Concretos curados a 360 días: adicionados con NSG de 0% Cl^- totales A) curados a 20°C, B), curados a 60°C; adicionados con NSG de 10% Cl^- totales C) curados a 20°C, D), curados a 60°C; adicionados con NSG de 20% Cl^- totales E) curados a 20°C, F), curados a 60°C.

La **Figura 72** muestra una comparación de imágenes obtenidas de la matriz cementante de concretos con diferentes concentraciones de cloruros totales y curados a 20 y 60°C. En ella puede apreciarse un incremento en la porosidad con respecto a la incremento de los cloruros totales.

Además, la matriz cementante presenta un mayor agrietamiento con respecto al incremento de los cloruros totales, debido principalmente a una mala trabajabilidad de las mezclas lo que ocasionó un incremento en la porosidad. También se ocasionaron agrietamientos debido a la formación de SF y RAS (**Figura 72C** y **Figura 72E** respectivamente).

El efecto de los cloruros fomentó un mayor deterioro en los concretos curados a 60°C acentuándose con el incremento en la concentración de cloruros totales. Este efecto puede verse en la **Figura 72B** donde a 0% de cloruros totales apenas se percibe de una manera aislada la FTE; con 10% de cloruros totales, se observa la presencia de FTE en porosidad, alrededor de agregado y en la matriz cementante (**Figura 72D**).

Por otro lado, a 20% de cloruros totales se puede observar la presencia de poros muy grandes con presencia de FTE a 60°C tal como se aprecia en la **Figura 72F**; cabe señalar que esta fase también se detectó alrededor de agregados y en toda la matriz cementante.

Esto concuerda con los resultados obtenidos mediante DRX, ya que en ellos fue observada una mayor formación de etringita conforme incrementa la concentración de cloruros. En la literatura se ha reportado que tras la utilización de una mayor concentración de álcalis (Na^+ y K^+ de los cloruros adicionados en el NSG) se fomenta la FTE ^(221, 222).

5.2.3.5.- Fases nocivas

5.2.3.5.1.- Sal de Friedel

Como se ha mencionado en apartados previos, la formación de la sal de Friedel es atribuida como una consecuencia de reacciones efectuadas entre el C_3A , CH y cloruros de sodio o potasio, estos últimos contenidos en la solución de los poros de la matriz cementante de los concretos. De acuerdo con Ben-Yair ⁽²²³⁾, este mecanismo de formación puede explicarse mediante las siguientes reacciones:

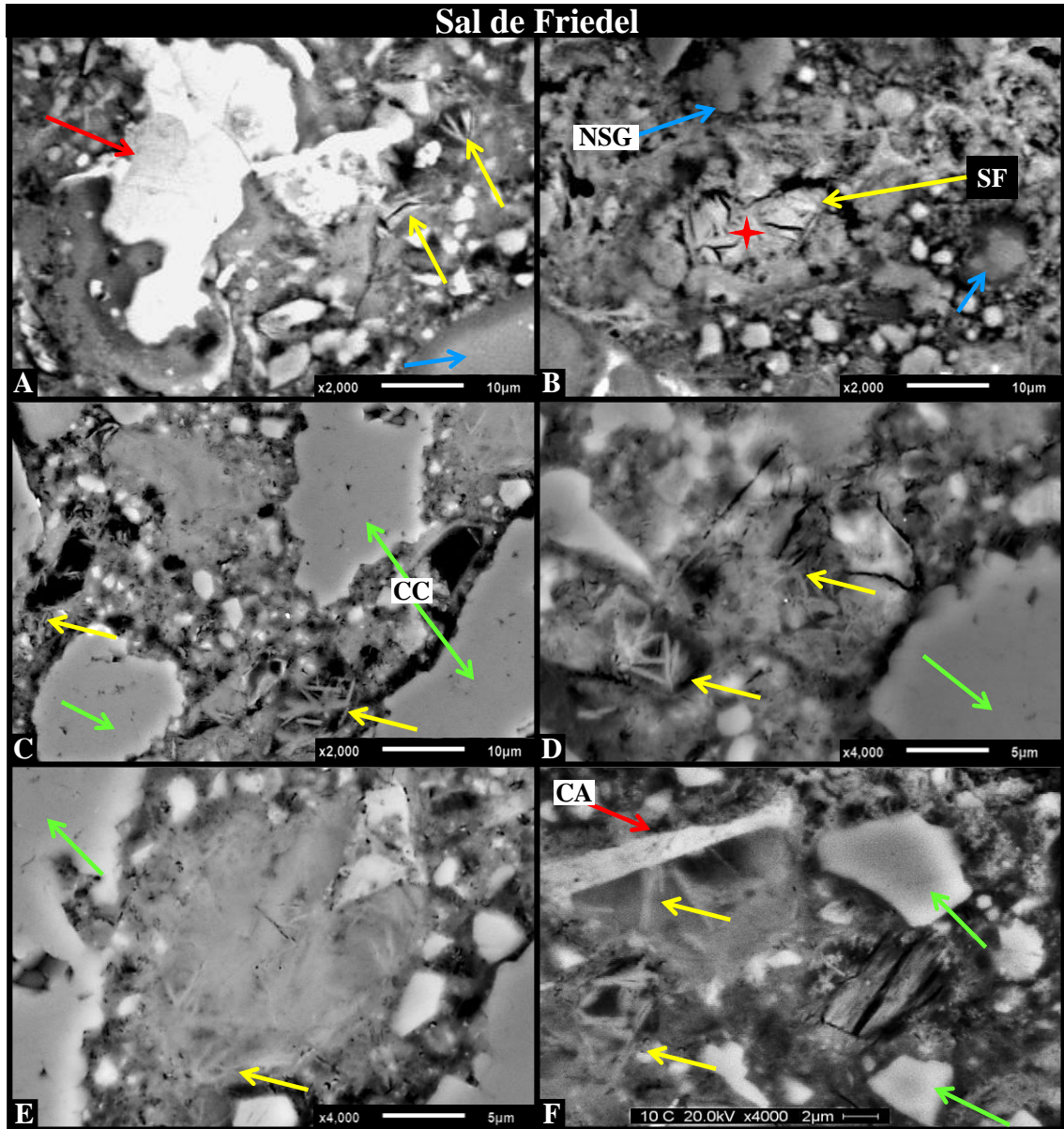
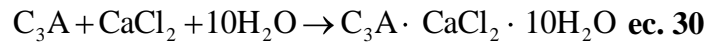


Figura 73.- Formación de la sal de Friedel detectada en concretos adicionados con NSG de 10% de Cl^- totales y que fue formada alrededor de granos de C_3A y en porosidad.

La formación de esta fase se observó en la microestructura de concretos que fueron adicionados con cloruros y curados a 10 y 20°C. La **Figura 73** muestra a manera de

resumen y a mayor detalle la detección de SF identificada alrededor de los granos de cemento anhidros de alita (**Figura 73A**, **Figura 73E** y **Figura 73F**) y en poros (**Figura 73B**, **Figura 73C**, **Figura 73D** y **Figura 73F**), en ambos casos fue detectada con una morfología característica ^(214, 224) de agujas y platos hexagonales entrelazados. El análisis mediante EDS mostrado en la **Figura 74** (realizado en la **Figura 73B**), confirma que dicha fase corresponde a sal de Friedel debido a la presencia de aluminio, cloro y calcio, elementos que dan una relación atómica de $Al/Ca = 0.462$ y $Cl/Ca = 0.383$.

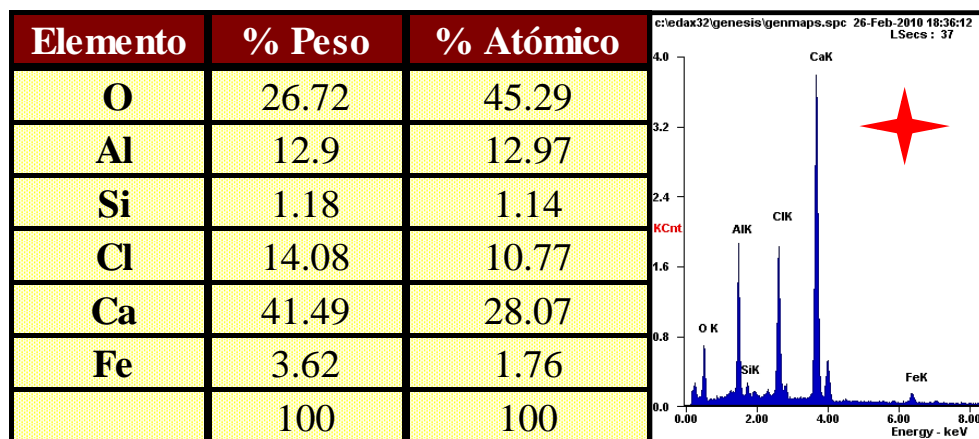


Figura 74.- Análisis químico característico realizado en la sal de Friedel identificada con el símbolo de una cruz en la imagen presentada en la Figura 16B.

5.2.3.5.2.- Reacción álcali sílice

Referente a la formación del gel de RAS detectada en los concretos con NSG y HS es posible mencionar que el mecanismo bajo el cual fue desarrollada es el mismo que ha sido observado y reportado en diversas investigaciones ^(209, 225), en las cuales la formación del gel RAS se ha atribuido a la reacción entre de los álcalis provenientes del cemento y materiales silíceos amorfos. Este fenómeno de formación de RAS se puede acentuar con la incorporación de cloruros de sodio y potasio, de manera que si en el diseño de mezclas se emplean materiales puzolánicos en altas dosificaciones como en este caso en particular, que puedan generar aglomerados con tamaño de partícula efectivo en el rango de multi-micras, es posible desencadenar la formación de este gel, esto mediante la siguiente reacción ⁽²²⁶⁾:

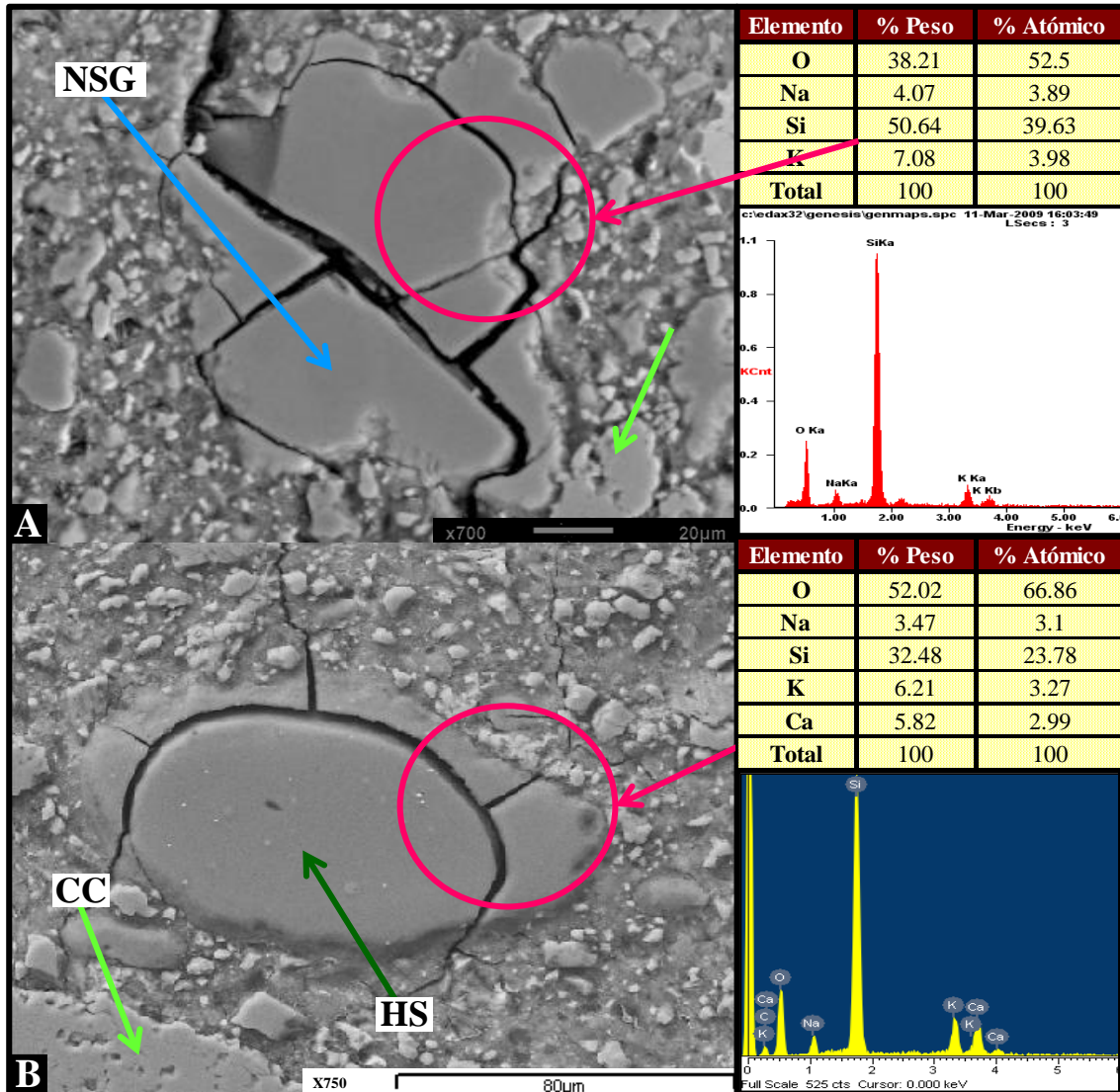
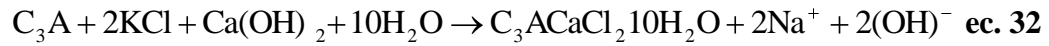
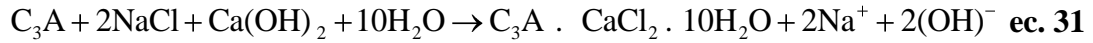


Figura 75.- Formación del gel de reacción álcali sílice “RAS” detectada en concretos curados a 360 días a 60°C: A): RAS formada en un aglomerado de NSG de 0% Cl⁻ totales y B) RAS formada en un aglomerado de HS.

Como se puede apreciar en las reacciones, la incorporación de cloruros causa la formación de SF y consecuentemente libera álcalis a la solución de poros durante su formación, quedando disponibles para propiciar la formación de RAS tal y como fue

observado en esta investigación. La **Figura 75** muestra aglomerados típicos de NSG y HS detectados en la matriz cementante de concretos adicionados, en los cuales se propició la formación del gel RAS; así mismo se presenta el espectro EDX correspondiente a cada aglomerado, mediante el cual es posible confirmar la presencia de Si, Na, K y Ca, elementos bases para la formación de este gel. Este fenómeno ha sido también observado en aglomerados de HS los cuales han causado agrietamiento en la matriz cementante de morteros ^(209, 226).

5.2.3.5.3.- Formación tardía de etringita.

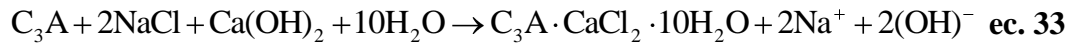
La formación tardía de etringita detectada en los concretos curados a 10, 20 y 60°C hasta 365 días, se debe a la reacción existente entre los iones sulfato y el C₃A. Esta fase fue observada en toda la matriz cementante y alrededor de agregados. A bajas temperaturas fue localizada de manera aislada y no generó ningún daño microestructural, lo cual se vio relegado en los resultados altos valores de RC a bajas temperaturas de curado.

Por otro lado, la FTE fue observada en toda la matriz cementante, alrededor de agregados y en grietas, en concretos con NSG de 0% de cloruros totales y curados a 60°C. Cabe resaltar que esta fase no fue detectada por DRX ni microestructuralmente durante los primeros días de curado por lo que la caída en la RC a edades tempranas fue atribuida a una contracción por secado generando agrietamiento que con el tiempo de curado dieron pie a la formación de FTE (véase **Figura 76A**, **Figura 76B** y **Figura 76C**). Esto concuerda con lo reportado en la literatura ya que investigadores sugieren que en muchas ocasiones la FTE es generalmente una consecuencia de la formación de grietas las cuales promovieron el desarrollo de esta fase ⁽²²⁷⁾.

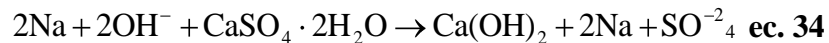
El desarrollo con el paso del tiempo de la FTE en las microgrietas llegan a causar un daño irreversible en la pasta de cemento, como en este caso en el cual se detectó un considerable agrietamiento en los concretos. La mayoría de los autores han encontrado

expansión importante después de algunos meses y que ésta se completa sustancialmente después de 1 o 2 años ⁽²²⁸⁾.

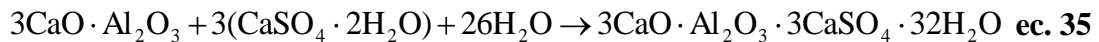
Por otro lado, la FTE se detectó a temperaturas de curado altas sobre todo con la adición de cloruros totales debido a que esta ya que generalmente se lixivia y dicha disolución se acelera con la temperatura:



La formación de sal de Friedel promueve la liberación de los álcalis los cuales en conjunto con el sulfato de sodio fomentan la liberación de los iones sulfato que son aprovechados por la fase aluminato:



Además, los iones sulfato e hidróxido son aprovechados por la fase aluminato y propician la formación tardía de etringita:



Por tal razón, la presencia de esta fase fue detectada en mayor acentuación en los concretos que fueron adicionados con NSG de 10 y 20% de cloruros totales y que fueron curados a 60°C (**Figura 48** y **Figura 49**) ya que la sal de Friedel formada a edades iniciales de curado, fue lixiviada y promovió la FTE ⁽²²⁹⁾, por lo cual los concretos presentaron a edades tardías, valores de RC mucho menores en comparativa con el resto de los concretos (**Figura 41** y **Figura 42**). En las imágenes mostradas en la **Figura 76** se observa la FTE, detectada con su morfología típica. Puede observarse a bajas magnificaciones (**Figura 76A** y **Figura 76D**) cómo el crecimiento de esta fase fomentó un agrietamiento extensivo en los concretos reflejado en bajos valores de RC a los 360 días, sobre todo en los concretos con NSG de 10% de cloruros totales en los

cuales la microestructura presenta poros muy grandes en comparativa con los poros detectados en los concretos sin cloruros.

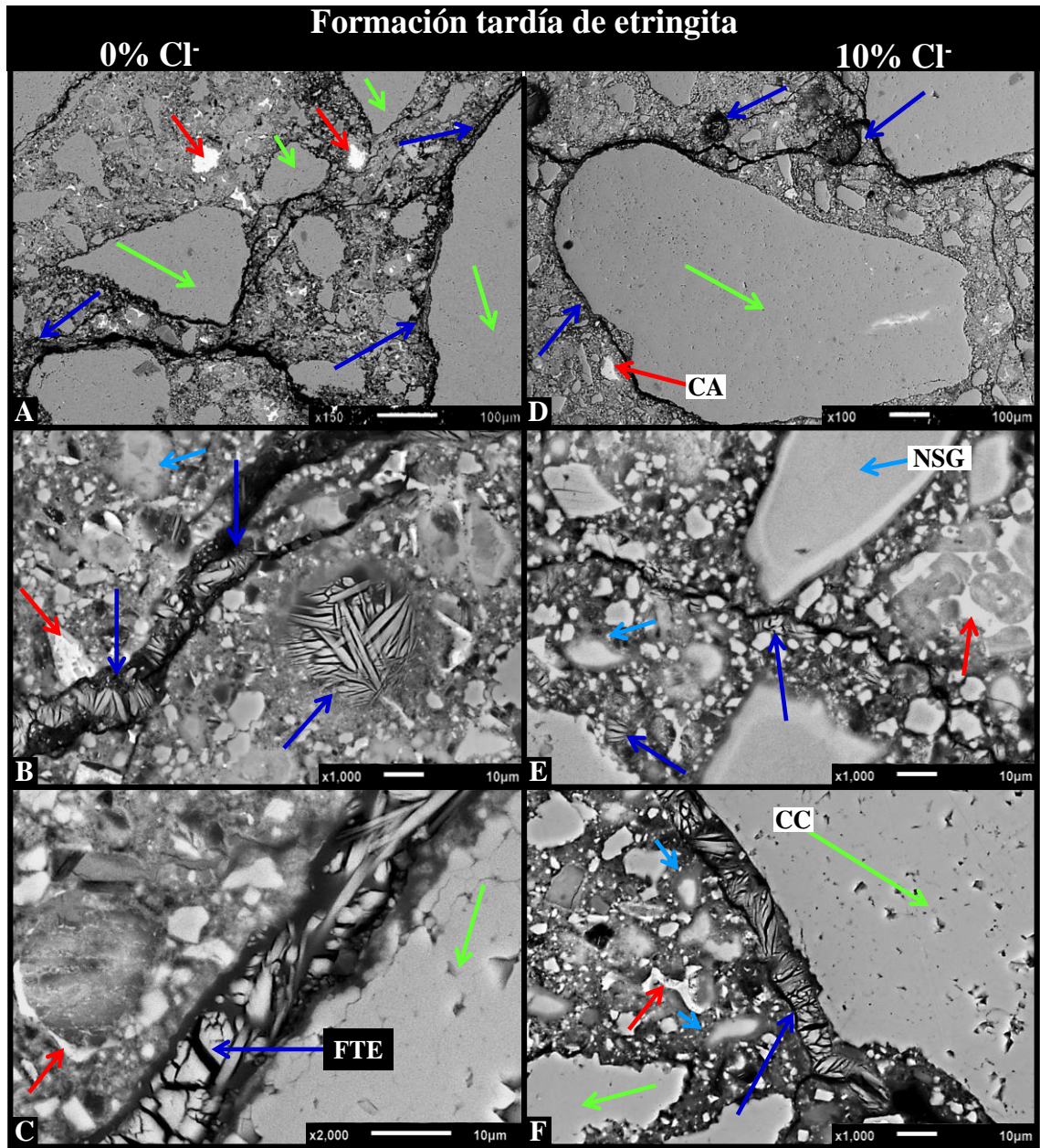


Figura 76.- Formación tardía de etringita detectada en concretos curados a 360 días a 60°C: A), B), C): Concretos adicionados con NSG de 0% Cl⁻ totales y D), E), F) Concretos adicionados con NSG de 10% Cl⁻ totales.

De igual manera, el crecimiento de esta fase se acentuó en porosidad ocluida, lo cual puede observarse en las **Figura 76C** y **Figura 76F**, en donde se presenta el crecimiento

de esta fase alrededor de los agregados, cuyo mecanismo de formación también ha sido reportado en otros trabajos de investigación ⁽²³⁰⁾.

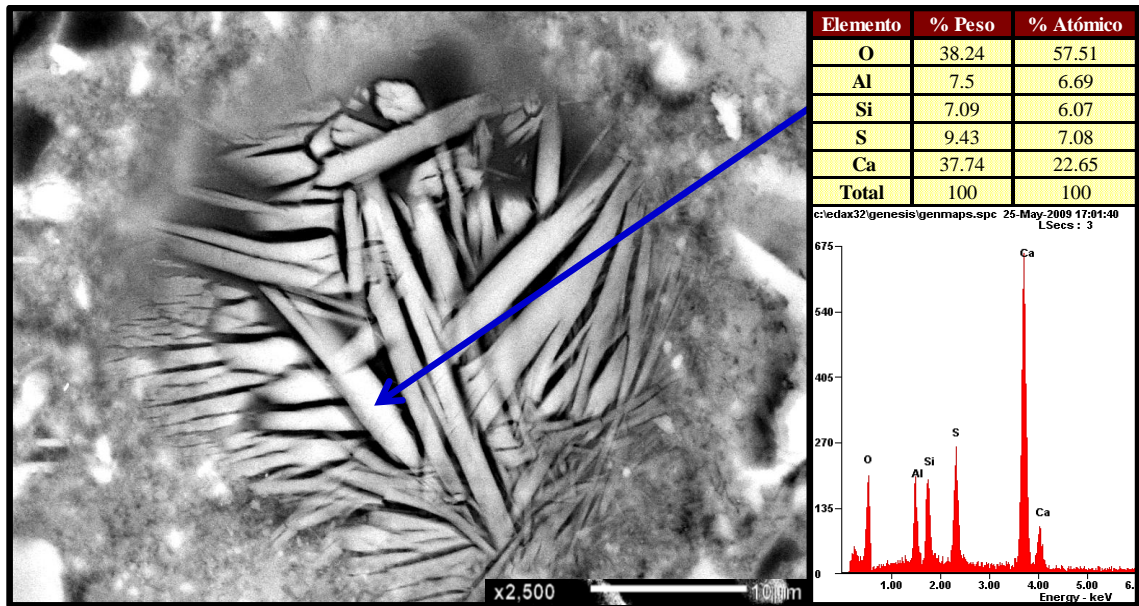


Figura 77.- Formación tardía de etringita detectada en el interior de un poro de un concreto adicionado con NSG de 0% de Cl^- totales que fue curado a 360 días a 60°C.

5.2.4. Resultados de carbonatación acelerada

La **Figura 78** muestra de manera general el comportamiento exhibido por el concreto que fue adicionado al 30% con NSG de 20% de Cl^- totales, el cual fue seleccionado para monitorearlo cada 8 días la profundidad de carbonatación debido a que presentó propiedades de RC relativamente bajas en comparación con el resto de los concretos fabricados.

En dicha Figura es posible apreciar el proceso evolutivo del frente de carbonatación con el paso de tiempo, así como la manera en la que fue determinada la profundidad de carbonatación utilizando el software **CLEMEX VISION TM** profesional edition. Cabe señalar que las mediciones calculadas en el software (micras) fueron transformadas en centímetros aplicando la regla de 3 simple y considerando el diámetro de los concretos igual a 52 mm. De acuerdo a las mediciones realizadas, la profundidad de carbonatación

determinada para este concreto en particular fue de: 7.98 mm (8 días), 10.37 mm (15 días) y 12.65 mm (30 días).

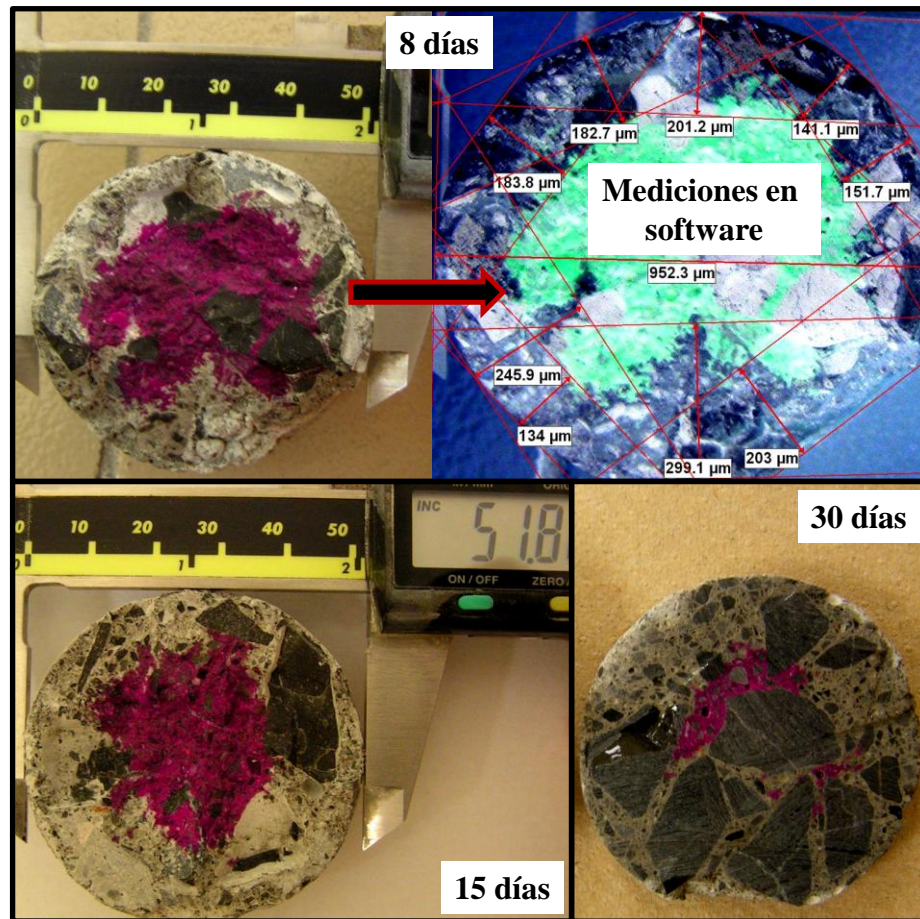


Figura 78.- Evolución de la profundidad de carbonatación con el paso del tiempo, de concretos adicionados con 30% de NSG de 20% de Cl⁻ totales.

La **Tabla 35** muestra los resultados obtenidos en las mediciones de profundidad de carbonatación realizadas en los concretos que fueron sometidos a carbonatación acelerada por un mes en un ambiente donde la concentración del CO₂ es 300 veces mayor al presentado en un ambiente natural (0.03%CO₂). Los valores presentados en la **Tabla 35** son representados de manera gráfica en la **Figura 79** y **Figura 80**.

Realizando un análisis en los resultados mostrados en la **Tabla 35**, podemos observar de manera general que la profundidad de carbonatación incrementó con el reemplazo de NSG o HS, así como con el incremento en la concentración de cloruros totales en el

NSG. De acuerdo a estos resultados, es posible identificar que los concretos adicionados con NSG de 0% de Cl^- , presentaron valores menores de profundidad de carbonatación con respecto a los concretos elaborados al 100% de CPC, cuyo valor representa un -8.75 %. Esto puede ser atribuido a que los concretos adicionados con NSG al 10% contenían una menor cantidad de portlandita en comparación con la presentada por los cementos de 100% de CPC (véase los resultados de DRX en la **Figura 52**) debido a que gran parte de ella fue empleada durante la reacción puzolánica del NSG para producir gel CSH y de esta manera reducir la porosidad reflejada en una mayor resistencia a la penetración del CO_2 .

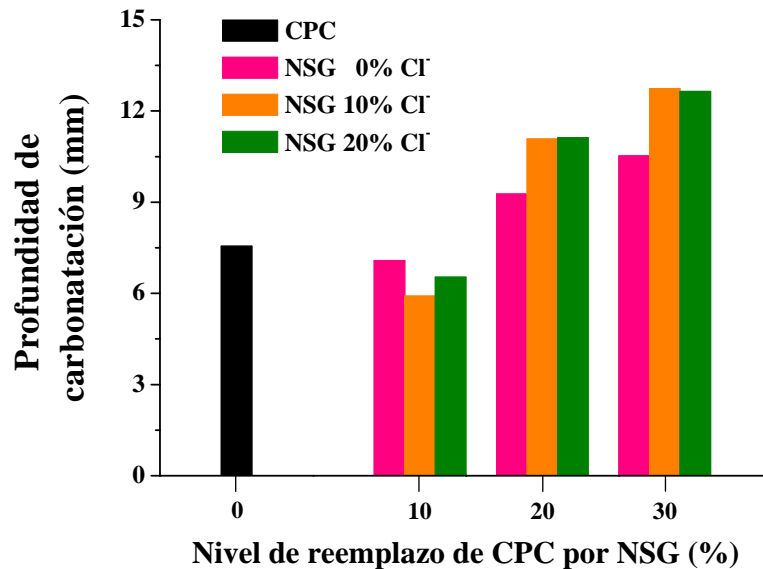


Figura 79.- Resultados de profundidad de carbonatación acelerada. Efecto del nivel de reemplazo de CPC por NSG y la concentración de cloruros totales en el NSG.

Además, puede observarse en la **Figura 79** que los concretos con 10% de NSG de 10% de Cl^- presentan una profundidad de carbonatación menor en un 10.95% en comparación con los concretos adicionados con 10% de NSG de 0% de Cl^- (véase **Tabla 35**). Esto se atribuye a que los concretos con 10% de NSG de 10% de Cl^- presentaron una menor cantidad de portlandita en comparación con los adicionados con 10% de NSG de 0% de Cl^- , la cual es debida a que la portlandita liberada durante los procesos de hidratación de los granos de cemento, fue consumida no solamente por las partículas del NSG, sino también por los aluminatos para generar sal de Friedel, lo cual

puede corroborarse con los espectros DRX mostrados en la **Figura 50**, por tal razón los concretos adicionados con NSG de 0% Cl⁻ presentaron mayor profundidad de carbonatación en comparación con los adicionados con NSG de 10% Cl⁻.

También, puede apreciarse que los concretos adicionados con 10% de NSG de 10% y 20% de Cl⁻ totales, presentaron valores menores en profundidad de carbonatación con respecto a los concretos elaborados con 100% de CPC. Dichos valores representan un -17.76% (10% de Cl⁻) y -15.83% (20% de Cl⁻). Estos resultados están directamente relacionados con la alcalinidad que contenían los concretos antes de ser sometidos a los ensayos de carbonatación acelerada, la cual depende básicamente de la cantidad de portlandita y álcalis.

Los resultados de DRX mostraron una reducción en la cantidad de CH en los concretos con 10% de NSG y 20% de Cl⁻ totales y un incremento en la formación de Sal de Friedel (véase **Figura 53**). Por tal razón, los concretos elaborados con 100% de CPC muestran una mayor profundidad de carbonatación, ya que presentan mayor alcalinidad la cual es proporcionada por la portlandita.

De igual manera, puede observarse que los concretos con 10% de NSG de 20% de Cl⁻ presentan un ligero incremento en la profundidad de carbonatación con respecto a los concretos con 10% de NSG de 10% de Cl⁻. Esto se atribuye a las diferencias existentes en la concentración de cloruros totales en ambos concretos, ya que de acuerdo con otros autores ⁽⁸⁰⁾, grandes cantidades de álcalis presentes en la solución de los poros, propician que la solubilidad de la portlandita tienda a disminuir, por lo tanto la concentración de los iones Ca²⁺ también disminuye, por tal razón tienen una mayor cantidad de portlandita y consecuentemente presentaron mayor profundidad de carbonatación.

La **Figura 80**, muestra una representación gráfica de los valores de profundidad de carbonatación obtenidos en los concretos elaborados con 100% de CPC y los adicionados con NSG de 0% de Cl⁻ y HS. En dicha Figura puede apreciarse de manera

general que los valores obtenidos de profundidad de carbonatación presentan una tendencia a ir incrementando con respecto al aumento en el porcentaje de reemplazo de NSG o HS, lo cual se atribuye a la porosidad inicialmente desarrollada en los concretos, como consecuencia de una mala trabajabilidad suscitada durante el proceso de mezclado.

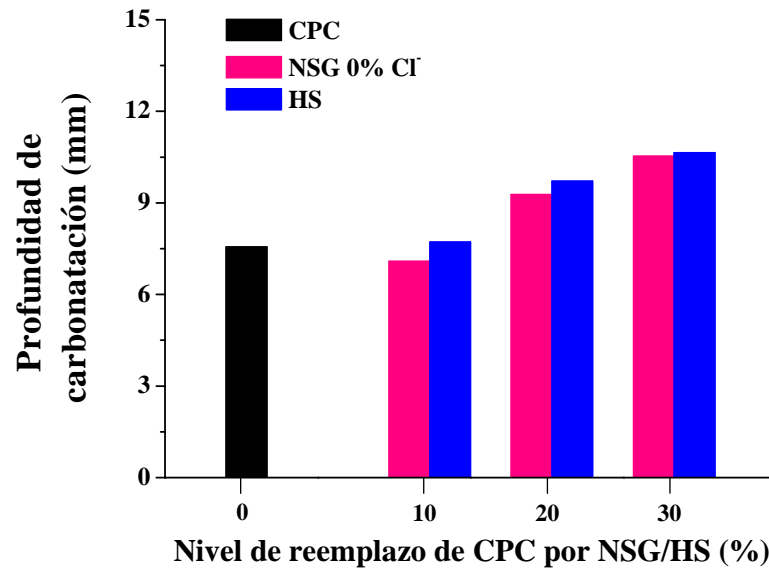


Figura 80.- Resultados de profundidad de carbonatación acelerada. Efecto del nivel de reemplazo de CPC por NSG o HS.

Dicha trabajabilidad fue empeorando con el incremento en el porcentaje de reemplazo, ya que las partículas extremadamente finas de ambos materiales silíceos, demandaban una mayor cantidad de agua, afectando la trabajabilidad de la mezcla afectando la porosidad de los concretos.

Esta porosidad desarrollada durante el mezclado no fue disminuida tras el curado de los concretos ya que, la reducción de la porosidad (poros de gel y capilares ⁽⁸¹⁾) por efecto de la hidratación de los cementos anhidros y la reacción puzolánica de los materiales silíceos (NSG o HS) es efectuada solamente en la pasta del cemento, por lo que los vacíos (poros de aire, macro poros) generados durante el mezclado siguen existiendo y su distribución de tamaño y conectividad propiciaron la difusión del CO₂ a través de la

matriz cementante logrando de esta manera una profundidad de carbonatación mayor con el incremento de reemplazo.

Además, puede observarse en la **Figura 80** que los concretos que fueron adicionados con NSG de 0% CI, presentaron menor profundidad con respecto a los concretos elaborados con HS, y de acuerdo con los datos mostrados en **Tabla 36**, dicha profundidad de carbonatación representa un: -8.89% (10%), -4.63%(20%) y -1.14% (30%).

La **Tabla 37** muestra los resultados de constante de carbonatación calculadas a cada uno de los concretos, las cuales fueron obtenidas a partir de sus valores de profundidad de carbonatación. Estas constantes de carbonatación nos permiten predecir el progreso de la profundidad de carbonatación y el tiempo que tardará en alcanzar al acero de refuerzo si este se encuentra embebido en los concretos diseñados en esta investigación.

Con estos valores de constantes de carbonatación, fue posible extrapolarlos a un ambiente de carbonatación natural en el cual la concentración de CO₂ es del 0.03%. Los resultados obtenidos de esta extrapolación son mostrados en la **Tabla 37**.

Tabla 35.- Valores de profundidad de carbonatación obtenidos en concretos sometidos a 30 días en ambiente acelerado de 10% de CO₂.

%R	Profundidad de Carbonatación " $X_{10\%CO_2}$ "(mm)				
	CPC	HS	NSG 0%CI	NSG 10%CI	NSG 20%CI
0	7.77	-	-	-	-
10	-	7.72	7.09	6.39	6.54
20	-	9.71	9.28	11.09	11.13
30	-	10.65	10.53	12.74	12.65

Tabla 36.- Valores de Constante de carbonatación obtenidos en concretos sometidos a 30 días en ambiente acelerado de 10% de CO₂.

Constante de Carbonatación "K _{10%CO₂} " (mm/año ^{0.5})					
%R	CPC	HS	NSG 0%CI	NSG 10%CI	NSG 20%CI
0	26.92				
10		26.74	24.56	22.13	22.66
20		33.64	32.15	38.42	38.56
30		36.89	36.48	44.13	43.82

Tabla 37.- Valores estimados de Constante de carbonatación suponiendo un ambiente atmosférico de 0.03 % de CO₂.

Constante de Carbonatación "K _{0.03%CO₂} " (mm/año ^{0.5})					
%R	CPC	HS	NSG 0%CI	NSG 10%CI	NSG 20%CI
0	1.47				
10		1.46	1.35	1.21	1.24
20		1.84	1.76	2.10	2.11
30		2.02	2.00	2.42	2.40

5.3. Etapa 2: Morteros reforzados con acero estructural (ensayos electroquímicos)

La **Figura 81** muestra el análisis químico realizado por MEB-EDS, cuyo contenido de hierro es muy semejante al obtenido en la **Tabla 38** y de igual manera se corrobora mediante esta técnica que el acero empleado corresponde a un acero estructural 1020 de acuerdo con la clasificación de la AISI. El análisis químico realizado al acero utilizado como varilla de refuerzo en los morteros elaborados durante la Etapa 2 se muestra en la **Tabla 38**, el cual fue efectuado mediante las técnicas de espectrometría de emisión óptica Quantron y combustión LECO CS-200 (para el contenido de azufre y carbono). Basándose en el contenido de carbono, ésta varilla cumple con las especificaciones de la norma AISI la cual clasifica al acero como 1020 (de tipo estructural).

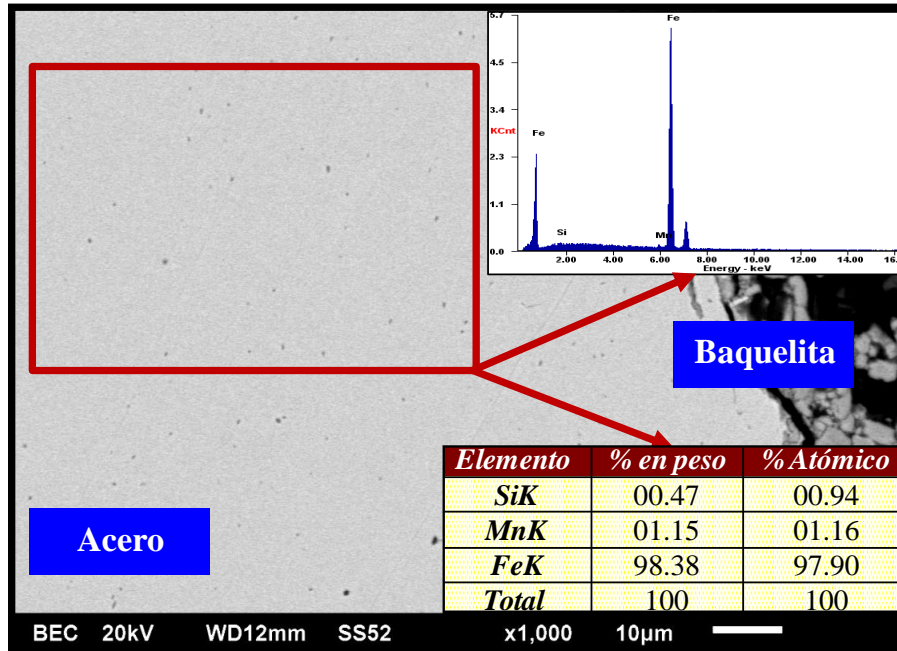


Figura 81.- Análisis microestructural y químico realizado en la varilla estructural.

Tabla 38.- Composición química de la varilla estructural.

Análisis químico (% peso)	
C	0.190
Mn	0.860
P	0.014
S	0.037
Cu	0.650
Ni	0.240
Si	0.240
Cr	0.140
Al	0.009
Nb	0.030
Mo	0.040
Ti	0.005
V	0.009
Zr	0.006
Ca	0.002
B	<0.0001
Pb	0.016
Sn	0.026
Fe	97.486
Total	100.000

5.3.1.- Potencial de corrosión (E_{corr})

Los valores correspondientes a los resultados de potencial de corrosión (E_{corr}) exhibidos por las varillas que fueron embebidas en los morteros expuestos en un ambiente de fraguado y curado de 20°C (80% HR y 100% HR) y 60°C (100% HR) son mostrados en la **Tabla 40**, **Tabla 41** y **Tabla 42**. Dichos valores fueron graficados y son mostrados en las **Figura 82**, **Figura 85** y **Figura 86**. Cabe señalar que las líneas horizontales colocadas en los valores de -200 mV y 350 mV, delimitan los rangos de probabilidad de potencial de corrosión establecidos por la norma ASTM C876-99 y que corresponden a un electrodo de referencia de cobre (Vs CSE). Dichos límites son mostrados en la **Tabla 39**, donde además se presentan los valores correspondientes a un electrodo de referencia de calomelanos (Vs SCE), el cual fue utilizado las pruebas electroquímicas de este trabajo de investigación.

Tabla 39.- Criterios para la interpretación de los valores de E_{corr} según la ASTM (vs. CSE y SCE).

E_{corr} (mV) vs CSE	E_{corr} (mV) vs SCE	Probabilidad de corrosión
> -200	> -126	10%
-200 a -350	-126 a -276	50%
< -350	< -276	90%

En la **Figura 82** puede apreciarse que la mayoría de las varillas embebidas en los morteros curados en la condición de 20°C (80% HR) presentaron durante los primeros 7 días de curado una probabilidad de corrosión del 50% (entre los -250 y -350 mV). Esto puede ser atribuido a que durante los primeros días de curado la matriz cementante de los morteros contenía baja concentración de productos de hidratación, como el gel CSH y portlandita, de manera que la reacción puzolánica se vio reducida. Como consecuencia, a esta edad los morteros contenían alta porosidad y aunado a la poca saturación de agua en los poros (ya que los morteros se encontraban en un ambiente de humedad relativa del 80%), la difusión de oxígeno a través de la red de poros de la matriz cementante resultó favorecida⁽²³¹⁾ y por esta razón las varillas embebidas en estos morteros desencadenaron los valores de probabilidad de corrosión antes citados.

Por otro lado, las varillas embebidas en los morteros diseñados con 1% de cloruros totales presentaron alta probabilidad de corrosión desde las primeras horas de curado. Esto puede relacionarse con el grado de hidratación de la matriz cementante, la cual se encontraba pobre en gel CSH, consecuentemente más porosa y por lo tanto la difusión del O_2 se vio favorecida y en conjunto con los iones Cl^- contenidos en la solución de los poros, promovieron una probabilidad de corrosión del 90% (entre los -350 y -650 mV).

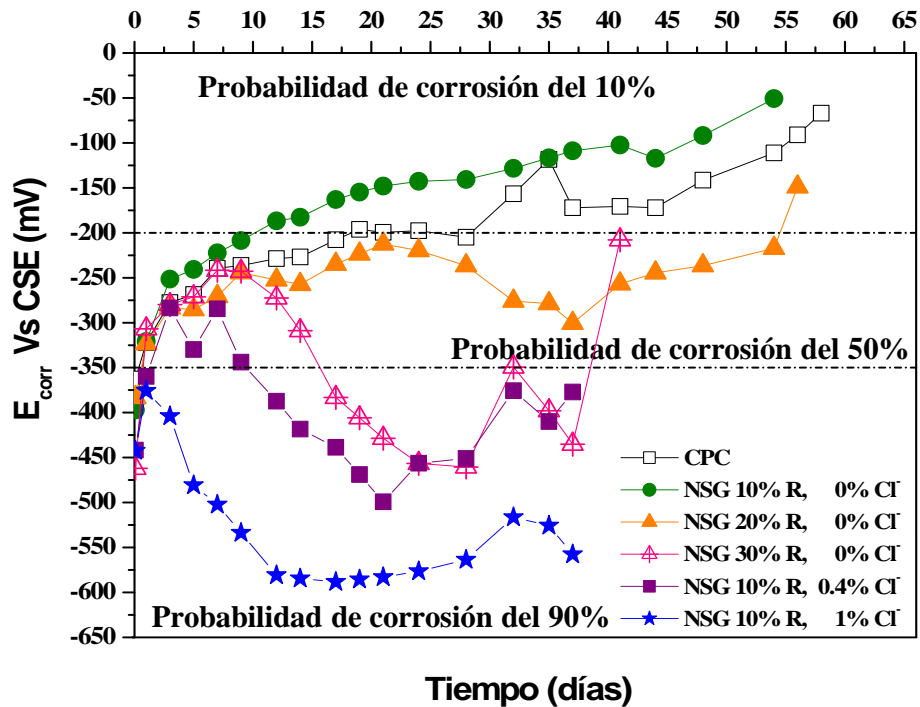


Figura 82.- Potencial de Corrosión (E_{corr}) contra el tiempo exhibido por varillas embebidas en diferentes diseños de mezcla de morteros, fraguados y curados en un ambiente de 20°C, 80%HR.

Además, esto concuerda con lo expuesto por Jafar⁽²³²⁾ quien trabajó con concretos los cuales fueron adicionados durante su proceso de mezclado con 0, 2 y 5% de NaCl, concluyendo que cloruros que penetraron en la matriz cementante del concreto fomentaron un retardo en la formación de capas pasivas en los aceros de refuerzo, además, esto también puede relacionarse con lo expuesto por Suryavanshi⁽²³³⁾ quien expone que los cloruros reaccionan con los OH mediante un mecanismo de intercambio de aniones, propiciando una disminución en el pH, por tanto la alcalinidad de la solución de los poros (principal promotor de la pasivación de los aceros) se ve

disminuida y consecuentemente mitiga la formación de la capa pasiva en las varillas de refuerzo estudiadas.

En la misma **Figura 82** puede apreciarse que las varillas tras cumplir 14 días de exposición, presentaron una probabilidad de corrosión del 10% (entre los -250 y 0 mV) en morteros con 0, 10 y 20% NSG. Esta probabilidad tendió a disminuir con el tiempo de curado de manera que las varillas se mantuvieron en estado pasivo hasta concluir las pruebas electroquímicas. Este comportamiento fue atribuido a que existía en la matriz cementante de los morteros una mayor cantidad de gel CSH en comparación con la existente a los 7 días de curado, debido a la evolución de las reacciones, de hidratación y puzolánica. Tras esto, se obtuvo en los morteros una matriz cementante más densificada de manera que el riesgo de corrosión en las varillas disminuyó, manteniéndolos en un estado de pasividad.

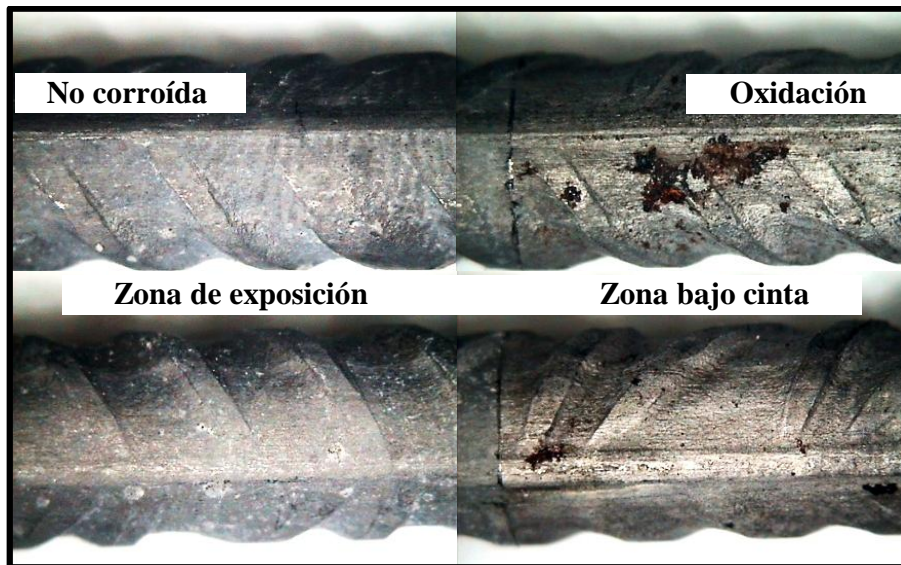


Figura 83.- Estado de pasividad exhibido en las varillas embebidas en morteros adicionados con 10% de NSG de 0% de Cl⁻ totales que fueron fraguados y curados en un ambiente de 20°C, 80%HR.

Con la finalidad de corroborar el estado de pasividad en dichas varillas una vez concluidas las pruebas electroquímicas, fue seleccionado el mortero con 10% de NSG con 0% de Cl⁻ totales, para extraer las varillas embebidas, ya que de acuerdo con los resultados de E_{corr} , estas varillas no presentaron ningún indicio de corrosión. En la

varilla no se observó la presencia de ningún tipo de óxidos en la zona expuesta al mortero, tal y como se revela en la **Figura 83**, sin embargo se presentó poca oxidación en la zona del acero que había sido encintada, la cual no es de consideración.

Por otro lado, el comportamiento mostrado por las varillas en los morteros con 0, 10 y 20% NSG, y que fue antes descrito, no fue observado en las varillas embebidas en morteros con 30% NSG; lo cual fue atribuido a que estos morteros presentaron un mayor grado de porosidad (corroborado con los resultados de resistividad obtenidos y mostrados en la **Figura 96** y con los resultados de porosidad mostrados en la **Tabla 51**), la cual se sugiere que fue desarrollada durante el proceso de mezclado como se mencionó anteriormente para el caso de los concretos. Sin embargo, puede observarse que a pesar de ello, la probabilidad de corrosión en estas varillas en los últimos fechas de monitoreo tendió a disminuir, lo cual se debió a que la matriz cementante continuamente se está densificando mediante la generación de nuevo CSH a partir de las reacciones de hidratación y puzolánica.

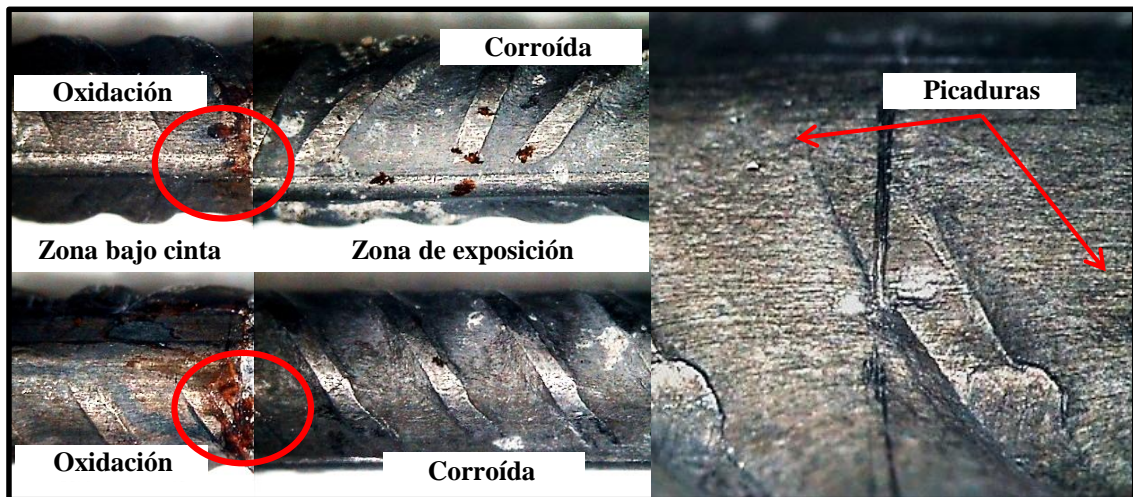


Figura 84.- Estado de pasividad exhibido en las varillas embebidas en morteros adicionados con 10% de NSG de 1% de Cl^- totales que fueron fraguados y curados en un ambiente de 20°C, 80%HR.

Además, en esta misma **Figura 82** puede observarse para el caso de las varillas embebidas en morteros diseñados con 0.4 y 1% de Cl^- totales, un incremento en la probabilidad de corrosión con respecto al tiempo a partir de los 14 días de curado, con

valores de potencial de corrosión entre los -450 y -600 mV. Esto fue atribuido a la presencia de los iones cloruro en la solución de los poros. Dicha probabilidad de corrosión fue corroborada después extraer las varillas embebidas en los morteros con 10% NSG (1% de Cl⁻ totales) observándose una corrosión por picadura en la zona de exposición (**Figura 84**), se presentó además la presencia de alta oxidación en la zona bajo cinta, la cual puede ser atribuida a la formación de una celda galvanica generada entre la varilla de refuerzo y la solución de poro, la cual fue posiblemente favorecida por el acceso de O₂ a través de la cinta y la varilla. Ello fomentó la obtención de altos valores de E_{corr} los cuales representaron de acuerdo al gráfico de la **Figura 82**, una probabilidad de corrosión alta.

Sin embargo, estos mismos valores, como se verá en el gráfico de i_{corr} (véase **Figura 87**), no representan una probabilidad de corrosión alta, lo cual se debe a que los valores de i_{corr} fueron obtenidos a partir de una área previamente establecida, por lo tanto, el área bajo cinta donde fue formada la oxidación (corrosión), misma que fue detectada por la técnica del E_{corr}, como en este caso, no fue considerada en dichos cálculos de i_{corr}, por lo tanto, para estas varillas de refuerzo, se observaran algunas diferencias en cuanto a la probabilidad de corrosión obtenidas por las dos técnicas (E_{corr} e i_{corr}).

Por otro lado, la **Figura 85** presenta el comportamiento electroquímico exhibido por las varillas embebidas en morteros curados en la condición de 20°C (100% HR). En dicha Figura puede apreciarse que todas las varillas presentaron durante los primeros 15 días de curado una probabilidad de corrosión del 50% (entre los -250 y -350 mV). Posteriormente, las varillas correspondientes a morteros reemplazados con 10, 20 y 30% NSG tendieron a presentar hasta los 35 días un potencial de corrosión de -200mV, valor que se encuentra en los límites de 50 y 10% de probabilidad de corrosión.

Después de los 35 días presentaron una tendencia en exhibir valores de potencial más positivos, superiores a los -150 mV cuyos valores representan un riesgo de corrosión despreciable, comportamiento atribuido a la densificación de la matriz cementante como consecuencia de una mayor producción de gel CSH con respecto al tiempo.

Respecto a las varillas embebidas en los morteros adicionados con cloruros (0.4 y 1%), a partir de los 15 días presentaron valores de potencial de corrosión cada vez más negativos, llegando a sobrepasar el límite de probabilidad de corrosión de 50% a 90% después de los 35 días, siendo más evidente en las varillas embebidas en morteros con 1% de cloruros. Sin embargo a la edad de 55 días, los valores de las varillas correspondientes a los morteros adicionados con 0.4 de cloruros totales tendieron a exhibir con el paso del tiempo valores que representan una probabilidad de corrosión muy baja, lo cual es atribuido a que conforme transcurre el proceso de hidratación de cemento y del NSG, es incrementada la producción de gel CSH adicional al existente, de manera que éste es capaz de incorporar los cloruros existentes en la solución de los poros de manera que dejan de ser nocivos para el desencadenamiento de la corrosión, además los cloruros también pueden estar dando formación a la sal de Friedel^(234 - 237).

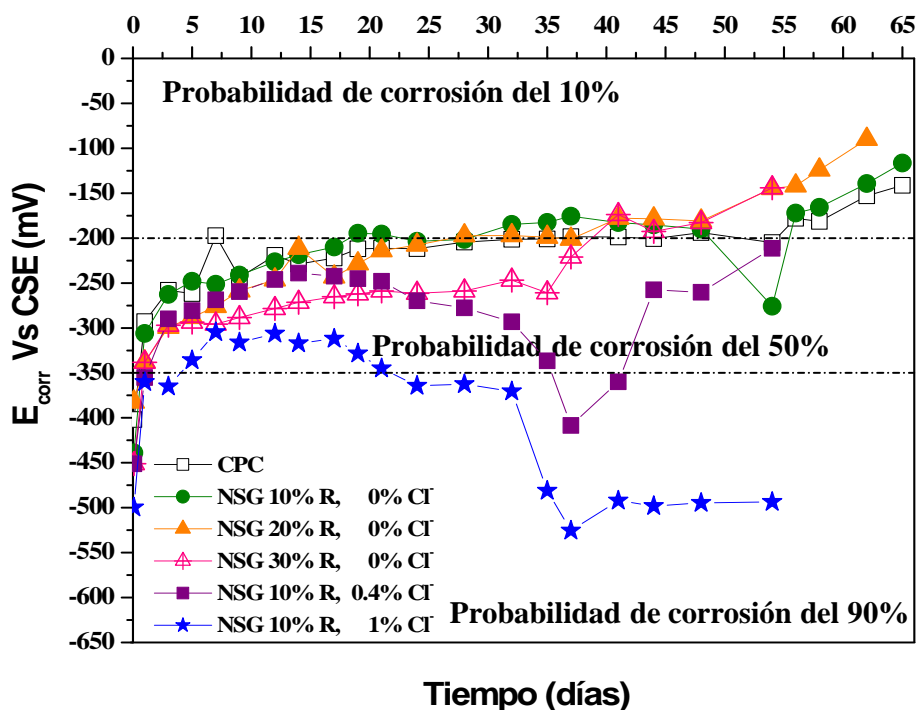


Figura 85.- Potencial de Corrosión (E_{corr}) contra el tiempo exhibido por varillas embebidas en diferentes diseños de mezcla de morteros, fraguados y curados en un ambiente de 20°C, 100% HR.

Respecto a los valores presentados por las varillas embebidas en los morteros adicionados con 1% de Cl^- , el comportamiento no fue igual al mostrado por los morteros adicionados con 0.4% de Cl^- ya que el valor en cuanto a la concentración de

los cloruros totales es superior en más de la mitad, valor que si repercute de manera significativa en la corrosión de las varillas monitoreadas.

Ante esto, puede observarse que después de los 40 días de curado, estas presentan un comportamiento lineal en sus valores de potencial con una ligera tendencia a potenciales más positivos lo cual puede atribuirse a que a esas edades aún existen cloruros disponibles en la solución de los poros pese a la producción del gel CSH generado por el cemento y el NSG producto de la continua hidratación de estos con el paso del tiempo, el cual no fue suficiente para absorber los cloruros contenidos en la solución de los poros de manera que estos siguen propiciando con el paso del tiempo valores de E_{corr} que representan mayor riesgo de corrosión, aunado a que entre más alta sea la concentración de los cloruros, ésta tiende a disminuir el pH ^(23, 24) tal y como ha sido mencionado en previos párrafos de esta sección.

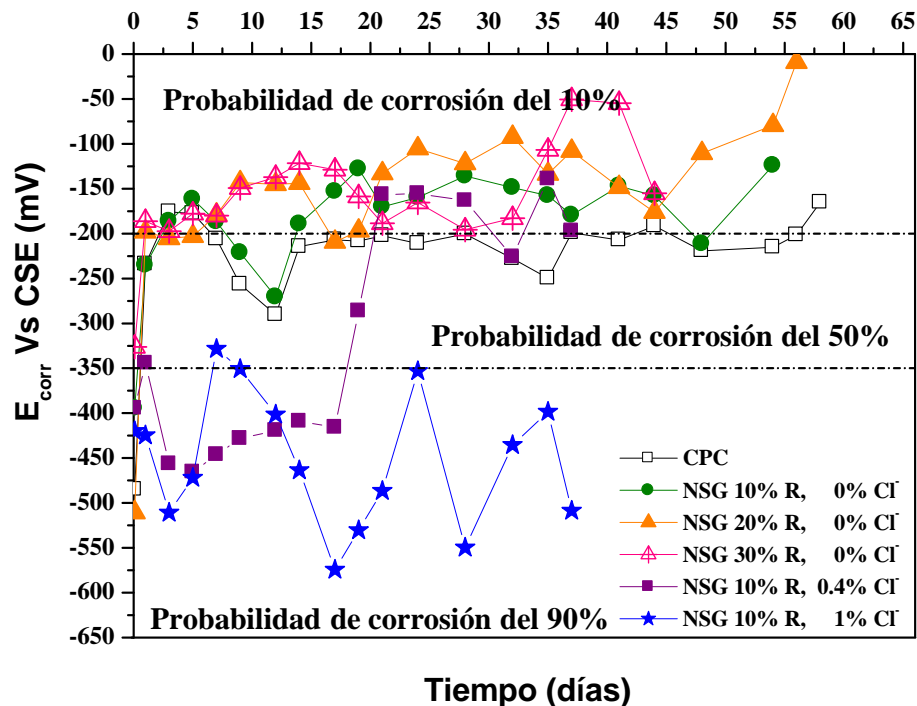


Figura 86.- Potencial de Corrosión (E_{corr}) contra el tiempo exhibido por varillas embebidas en diferentes diseños de mezcla de morteros, fraguados y curados en un ambiente de 60°C, 100%HR.

La **Figura 86** exhibe los resultados electroquímicos obtenidos en varillas embebidas en morteros curados a 60°C (100% HR). En estos resultados puede apreciarse que todas las

varillas en morteros con 0% de Cl totales presentaron una probabilidad de corrosión del 10% (entre los -250 y 0 mV) desde las primeras horas de curado. Esta tendencia electroquímica de las varillas prácticamente no se vio modificada con el paso del tiempo, observándose un ligero desplazamiento de los valores de potencial de corrosión en dirección a los 0 mV con respecto a los valores presentados antes de los 7 días; éste desplazamiento del potencial, el cual es poco significativo, y con dirección hacia valores más positivos, es atribuido a un bajo aporte de gel CSH producto de la continua hidratación de los cementos anhidros y del NSG, el cual densifica la matriz cementante y brinda una ligera reducción en la porosidad de los morteros.

Este bajo aporte de CSH a la temperatura de 60°C se debe a que suele generarse en una distribución heterogénea dentro de la matriz cementante, ya que a esta temperatura no existe tiempo suficiente para la difusión y acomodo de los productos hidratados y éstos tienden a depositarse sobre los granos de cemento anhidros formando una capa densa, la cual propicia un retraso en la velocidad de hidratación subsecuente de los granos de cemento parcialmente reaccionados y por tal razón se genera poca cantidad de CSH con el paso del tiempo ⁽²³⁸⁻²⁴¹⁾.

Por otro lado, las varillas embebidas en morteros con 0.4 y 1% de cloruros totales, presentaron una probabilidad de corrosión del 90% desde edades iniciales de curado, lo cual puede ser atribuido a que a 60°C, la sal de Friedel formada durante los primeros días de curado (**Figura 48**) tiende a lixiviarse debido a que no es estable a altas temperaturas ⁽²²⁹⁾ y por tanto existe una mayor concentración de los cloruros en la solución de los poros el cual fomenta la disminución del pH y no promueve la formación de la capa pasiva (previamente discutido en esta sección), por tanto es promovida dicha probabilidad de corrosión en las varillas embebidas en morteros expuestos a esta temperatura.

Tabla 40.- Comparación de resultados de potencial de corrosión (E_{corr}) en morteros curados a 20°C en un ambiente de 80% de humedad relativa.

Tiempo	Nivel de reemplazo de NSG por CPC					
	100% de CPC	0% Cl ⁻			0.4% Cl ⁻	1% Cl ⁻
		10	20	30	10	10
Potencial de corrosión (mV)						
0.08	-362.7	-397.2	-383.05	-461.9	-441.65	-442.55
1	-322.09	-320.83	-323.5	-306.8	-359.85	-375.85
3	-277.6	-251.58	-283.4	-279.9	-283.6	-404
5	-268.6	-240.75	-285.475	-271.275	-329.775	-480.775
7	-239.5	-222.26	-270.65	-241.6	-284.6	-502.4
9	-236.4	-208.6	-244.45	-242.7	-343.9	-533.675
12	-228.75	-186.7	-252.375	-272.575	-387.425	-580.85
14	-226.95	-182.8	-257.3	-308.8	-418.3	-584.45
17	-207.65	-163	-234.87	-383.05	-438.6	-588.35
19	-196.3	-154.85	-223.685	-405.8	-468.9	-585.65
21	-199.43	-148.08	-212.5	-428.55	-499.2	-582.95
24	-197.72	-142.8	-219.85	-456.45	-456.35	-576.5
28	-205.05	-140.65	-236.6	-460.5	-451.1	-563.75
32	-156.65	-128.23	-275.95	-349.35	-375.6	-516.3
35	-118.4	-116.6	-278.8	-397.9	-409.95	-525.75
37	-172.05	-108.8	-300.6	-435.1	-377.1	-557.55
41	-170.6	-102.45	-256.775	-207.9	--	--
44	-172.2	-117.1	-244.65	--	--	--
48	-141.5	-91.9	-236.6	--	--	--
54	-111.1	-50.8	-217.3	--	--	--
56	-91	--	-148.9	--	--	--
58	-67.05	--	--	--	--	--
62	--	--	--	--	--	--
65	--	--	--	--	--	--

Tabla 41.- Comparación de resultados de potencial de corrosión (E_{corr}) en morteros curados a 20°C en un ambiente de 100% de humedad relativa.

Tiempo	Nivel de reemplazo de NSG por CPC					
	100% de CPC	0% Cl ⁻			0.4% Cl ⁻	1% Cl ⁻
		10	20	30	10	10
Potencial de corrosión (mV)						
0.08	-401.9	-439	-382.4	-451.05	-451.25	-499.75
1	-292.88	-306.15	-337.75	-338.15	-355.25	-360.15
3	-258.08	-262.75	-299.1	-297.05	-289.95	-365.15
5	-261.75	-248.15	-288.18	-293.58	-280.7	-335.95
7	-197.25	-251.35	-275.95	-295.75	-268.7	-304.65
9	-243.8	-241.2	-258.7	-288.33	-259.65	-316.2
12	-219.2	-226.35	-246.35	-278.38	-246.1	-306.325
14	-228.95	-218.45	-211.1	-271.5	-238.85	-317.1
17	-222.13	-209.86	-243.13	-265.25	-242.4	-312
19	-211.95	-194.65	-228.51	-262.08	-245.2	-328.45
21	-211.38	-195.45	-213.9	-258.9	-248	-344.9
24	-211.7	-203.53	-207.75	-261.3	-269.75	-364.355
28	-204.45	-201.45	-197.33	-258.8	-277.65	-362.45
32	-201.35	-184.8	-197.15	-246.85	-293.2	-370.6
35	-201	-182.55	-198.9	-260.75	-336.6	-481.1
37	-198.45	-175.55	-201.1	-221.1	-408.55	-525.6
41	-198.85	-182.75	-177.7	-173.75	-359.95	-492.05
44	-200.6	-185.35	-178.5	-192.65	-257.5	-498.1
48	-193.8	-189.95	-180.85	-182.8	-260.25	-494.75
54	-204.9	-275.85	-144.8	-144	-211.4	-493.65
56	-177.9	-172.05	-141.75	--	--	--
58	-181.36	-165.8	-124.05	--	--	--
62	-153.05	-139.25	-89.95	--	--	--
65	-141.2	-116.45	--	--	--	--

Tabla 42.- Comparación de resultados de potencial de corrosión (E_{corr}) en morteros curados a 60°C en un ambiente de 100% de humedad relativa.

Tiempo	Nivel de reemplazo de NSG por CPC					
	100% de CPC	0% Cl			0.4% Cl	1% Cl
		10	20	30	10	10
Velocidad de corrosión ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)						
0.08	0.1396	0.3368	0.19539	0.42467	0.59728	0.8833
1	0.0922	0.1205	0.11563	0.14236	0.15122	0.2505
3	0.0431	0.0395	0.04908	0.05565	0.05641	0.33957
5	0.0353	0.0309	0.05103	0.04644	0.06026	0.23163
7	0.0332	0.0315	0.05137	0.03882	0.05216	0.17213
9	0.0284	0.0288	0.03724	0.03222	0.04382	0.13907
12	0.0276	0.0266	0.03061	0.03467	0.04097	0.13429
14	0.0264	0.0237	0.02726	0.04797	0.04179	0.1252
17	0.0269	0.0204	0.02203	0.04553	0.04803	0.12858
19	0.0284	0.0194	0.02117	0.04426	0.05017	0.12296
21	0.0234	0.0194	0.02052	0.04461	0.05272	0.12043
24	0.0252	0.0194	0.01609	0.05113	0.05456	0.12915
28	0.0246	0.0194	0.01683	0.05531	0.04685	0.10224
32	0.0229	0.0154	0.02445	0.03537	0.04078	0.07917
35	0.0233	0.0148	0.02119	0.03256	0.03735	0.07095
37	0.025	0.0209	0.02193	0.05074	0.03497	0.09951
41	0.0253	0.0145	0.0194	0.01931	--	--
44	0.0236	0.017	0.01918	--	--	--
48	0.0205	0.0159	0.01758	--	--	--
54	0.0247	0.0155	0.01628	--	--	--
56	0.0213	--	0.01165	--	--	--
58	0.0207	--	--	--	--	--
62	--	--	--	--	--	--
65	--	--	--	--	--	--

5.3.2.- Velocidad de corrosión (i_{corr})

Los valores correspondientes a los resultados de velocidad de corrosión (i_{corr}) exhibidos en varillas embebidas en morteros curados a 20°C (80% HR y 100% HR) y 60°C (100% HR) son mostrados en las **Tabla 44**, **Tabla 45** y **Tabla 46**. Dichos valores fueron graficados y son mostrados en las **Figura 87**, **Figura 88** y **Figura 89**. Las líneas horizontales colocadas en los valores de 0.1, 0.5 y 1 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ delimitan los niveles de corrosión establecidos por la red iberoamericana DURAR los cuales están indicados en la **Tabla 43**. En las figuras también fue colocada una línea horizontal punteada en el

valor i_{corr} de $0.2 \mu\text{A}/\text{cm}^2$, cuyo valor de acuerdo con algunos investigadores significa que las varillas pueden estar presentando corrosión ^(169, 170).

Tabla 43.- Criterios para la interpretación de los valores de velocidad de corrosión, i_{corr} ⁽¹⁶⁸⁾.

i_{corr} ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	V_{corr} (mm/año)	Nivel de corrosión
≤ 0.1	≤ 0.001	Despreciable
0.1 – 0.5	0.001 – 0.005	Pequeño
0.5 – 1	0.005 – 0.010	Moderado
> 1	> 0.010	Elevado

En la **Figura 87** puede apreciarse que la mayoría de las varillas embebidas en los morteros curados a 20°C (80% HR) presentaron en las primeras horas de fraguado y días de curado niveles de corrosión moderado y bajo, ente 0.1 y $1 \mu\text{A}/\text{cm}^2$. Posterior a los 5 días de curado se puede observar que las varillas en morteros con 10, 20 y 30% mostraron un nivel de corrosión despreciable (ente 0.03 y $0.07 \mu\text{A}/\text{cm}^2$) el cual mantuvo una tendencia con el paso del tiempo a presentar menores valores de densidad de corriente de corrosión. Esto se atribuyó a la densificación de la matriz, aumento en pH en la solución de poros y consecuentemente la pasividad de las varillas se ve favorecida.

En las varillas embebidas en morteros con 0.4% de cloruros totales, se aprecia que los cloruros propiciaron que las varillas exhibieran una muy ligera corrosión con el paso del tiempo (ente 0.04 y $0.07 \mu\text{A}/\text{cm}^2$). Sin embargo, este tipo de corrosión tuvo una pequeña tendencia a desestabilizar la capa pasivante de las varillas, ya que, los valores de densidad de corriente se incrementaron a $0.1 \mu\text{A}/\text{cm}^2$, lo cual puede indicar que las varillas lleguen a presentar bajos niveles de corrosión a edades avanzadas.

En el caso de los morteros con 1% de cloruros totales, se observó que durante los primeros días un nivel de corrosión pasó de ser moderado en las primeras horas, a bajo con el paso de los días de curado (de 0.5 a $0.1 \mu\text{A}/\text{cm}^2$) y de acuerdo con la tendencia de en los valores obtenidos, es factible que con el paso del tiempo estas varillas puedan presentar corrosión por picaduras la cual sería propiciada por los cloruros una vez que

lleguen a saturar las fases hidratadas de la matriz cementante (gel CSH) y permanezcan y/o se liberen a la solución de los poros.

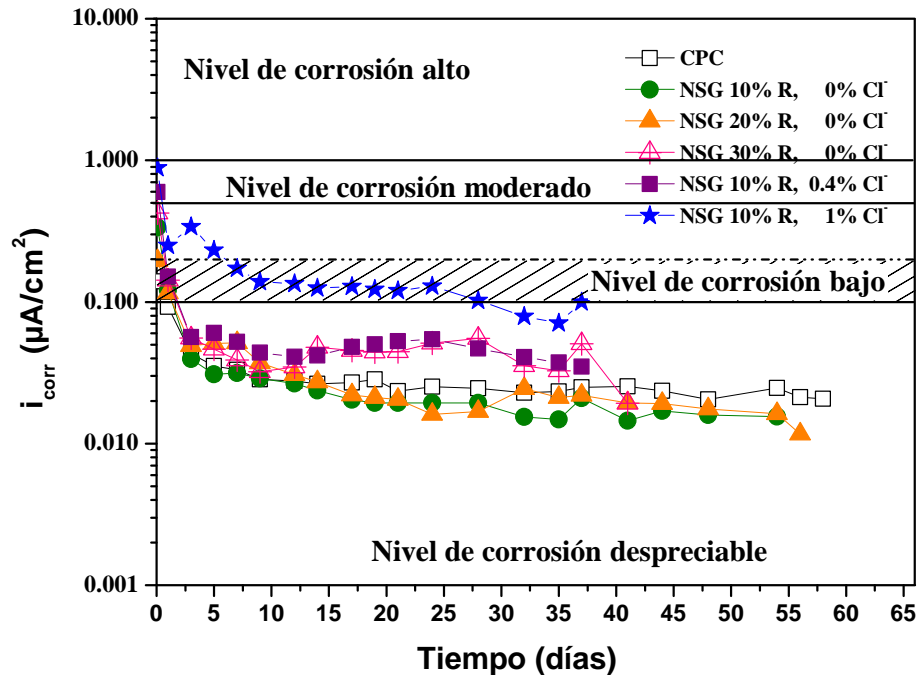


Figura 87.- Velocidad de Corrosión (i_{corr}) contra el tiempo exhibida por varillas embebidas en diferentes diseños de mezcla de morteros, fraguados y curados en un ambiente de 20°C, 80%HR.

La **Figura 88** corresponde a los resultados de i_{corr} obtenidos en las varillas embebidas en morteros curados a 20°C (100%HR). En dicha Figura puede apreciarse que la mayoría de las varillas presentaron después de 3 días de curado un nivel de corrosión despreciable ($0.05 \mu\text{A}/\text{cm}^2$). Con el incremento en el tiempo de curado estos valores tendieron a ser más negativos, debido a la densificación de la matriz cementante y por consiguiente reducción de la porosidad, la cual mantiene en estado de pasividad a las varillas embebidas en los morteros.

También es posible observar que en los morteros con 10 y 20% NSG se observaron valores de i_{corr} inferiores (0.01 y $0.013 \mu\text{A}/\text{cm}^2$) a los exhibidos por las varillas embebidas en morteros elaborados con 100% de CPC ($0.022 \mu\text{A}/\text{cm}^2$). Esto indica que el NSG no desestabiliza la capa pasivante de las varillas, sino que por el contrario ayuda a que se mantenga en estado de pasividad debido a la reducción en la porosidad

evitando la difusión de O_2 hacia en el interior de la varilla, protegiendo de esta manera dicho estado pasivo. Respecto a las varillas inmersas en un ambiente de cloruros, llegaron a presentar un nivel de corrosión despreciable a edades tardías, $0.02 \mu A/cm^2$ para los morteros con 0.4% de Cl^- totales y $0.08 \mu A/cm^2$ para los morteros con 1% de Cl^- totales. Esto puede ser atribuido a que los cloruros fueron absorbidos por el gel CSH y formaron sal de Friedel, por tanto no precipitaron en la solución de los poros donde pueden ser aptos para promover fenómenos de corrosión^(242 - 247).

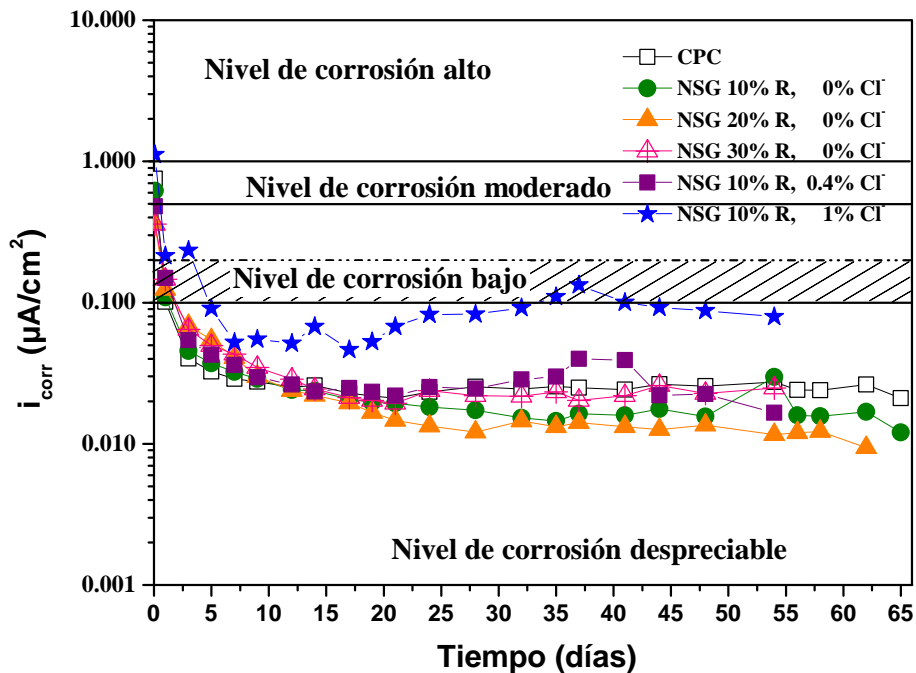


Figura 88.- Velocidad de Corrosión (i_{corr}) contra el tiempo exhibida por varillas embebidas en diferentes diseños de mezcla de morteros, fraguados y curados en un ambiente de $20^\circ C$, 100%HR.

En la **Figura 89** se observa que las varillas embebidas en morteros con 0, 10, 20 y 30% NSG curados a $60^\circ C$ (100% HR) presentaron desde los primeros días niveles de corrosión despreciable (menores a $0.05 \mu A/cm^2$) y con el paso del tiempo exhibieron una tendencia a permanecer en este mismo nivel. Por otro lado, las varillas embebidas en morteros con 0.4 y 1% de Cl^- totales presentaron niveles de corrosión moderado a alto (0.5 a $2 \mu A/cm^2$) desde los primeros días, acentuándose el nivel de corrosión alto en los morteros con 1% de cloruros totales.

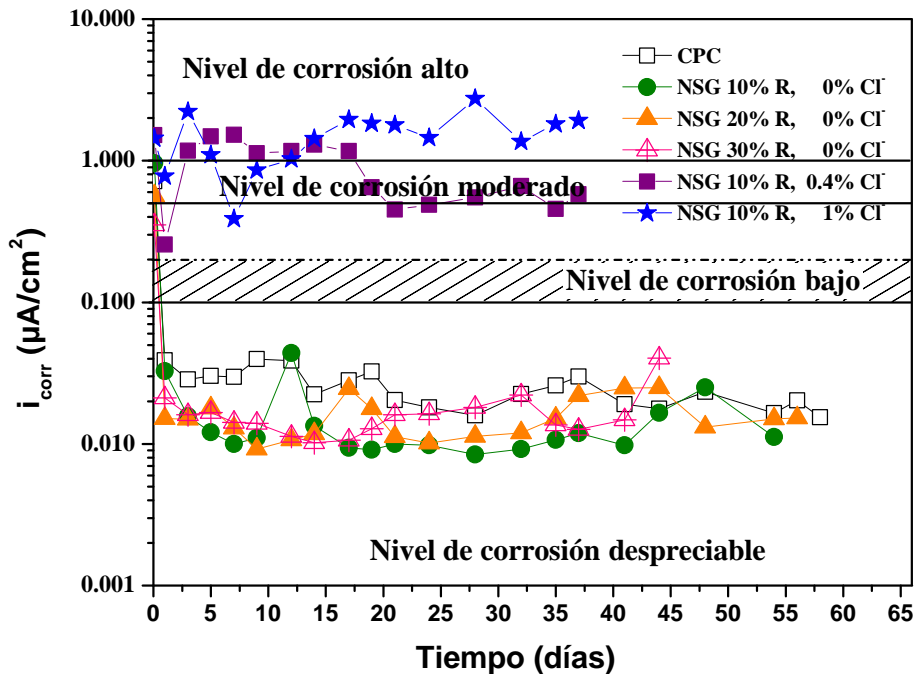


Figura 89.- Velocidad de Corrosión (i_{corr}) contra el tiempo exhibida por varillas embebidas en diferentes diseños de mezcla de morteros, fraguados y curados en un ambiente de 60°C al 100% de humedad relativa.

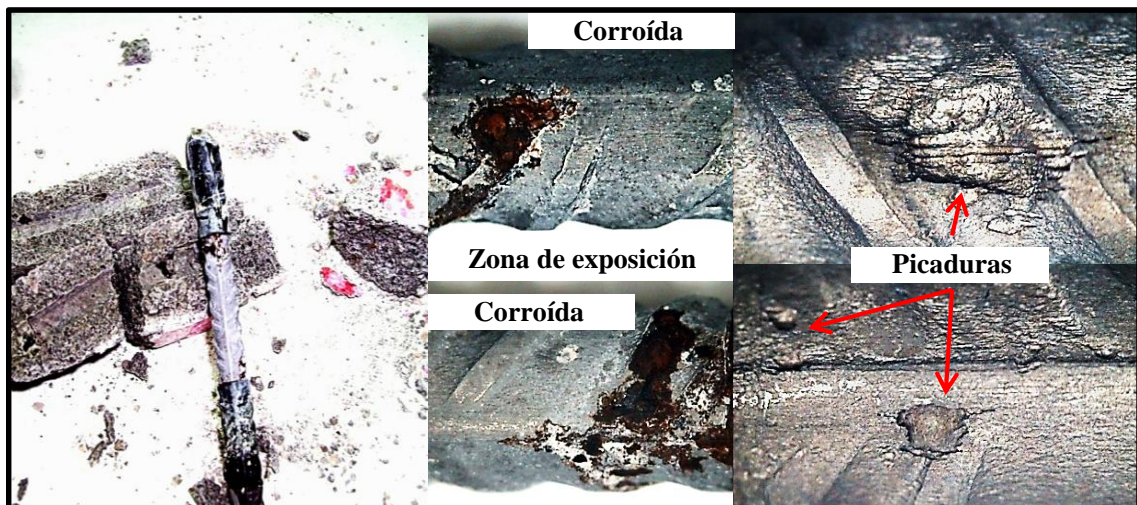


Figura 90.- Estado de pasividad exhibido en las varillas embebidas en morteros adicionados con 10% de NSG de 1% de Cl^- totales que fueron fraguados y curados en un ambiente de 60°C, 100%HR.

También puede apreciarse que la tendencia en los valores de densidad de corriente de corrosión que las varillas exhibieron con el paso del tiempo, fue la de permanecer en estos niveles de corrosión, incluso pudiendo llegar a superar los valores críticos, ya que

la corrosión por picadura en estas condiciones de curado puede agravarse con el paso del tiempo. Esto fue corroborado al extraer las varillas ya que presentaron alto grado de corrosión por picaduras en la zona de exposición (véase **Figura 90**).

Tabla 44.- Comparación de resultados de velocidad de corrosión (i_{corr}) en morteros curados a 20°C en un ambiente de 80% de humedad relativa.

Tiempo	Nivel de reemplazo de NSG por CPC					
	100% de CPC	0%Cl ⁻			0.4%Cl ⁻	1%Cl ⁻
		10	20	30	10	10
	Velocidad de corrosión ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)					
0.08	0.1396	0.3368	0.19539	0.42467	0.59728	0.8833
1	0.0922	0.1205	0.11563	0.14236	0.15122	0.2505
3	0.0431	0.0395	0.04908	0.05565	0.05641	0.33957
5	0.0353	0.0309	0.05103	0.04644	0.06026	0.23163
7	0.0332	0.0315	0.05137	0.03882	0.05216	0.17213
9	0.0284	0.0288	0.03724	0.03222	0.04382	0.13907
12	0.0276	0.0266	0.03061	0.03467	0.04097	0.13429
14	0.0264	0.0237	0.02726	0.04797	0.04179	0.1252
17	0.0269	0.0204	0.02203	0.04553	0.04803	0.12858
19	0.0284	0.0194	0.02117	0.04426	0.05017	0.12296
21	0.0234	0.0194	0.02052	0.04461	0.05272	0.12043
24	0.0252	0.0194	0.01609	0.05113	0.05456	0.12915
28	0.0246	0.0194	0.01683	0.05531	0.04685	0.10224
32	0.0229	0.0154	0.02445	0.03537	0.04078	0.07917
35	0.0233	0.0148	0.02119	0.03256	0.03735	0.07095
37	0.025	0.0209	0.02193	0.05074	0.03497	0.09951
41	0.0253	0.0145	0.0194	0.01931	--	--
44	0.0236	0.017	0.01918	--	--	--
48	0.0205	0.0159	0.01758	--	--	--
54	0.0247	0.0155	0.01628	--	--	--
56	0.0213	--	0.01165	--	--	--
58	0.0207	--	--	--	--	--
62	--	--	--	--	--	--
65	--	--	--	--	--	--

Tabla 45.- Comparación de resultados de velocidad de corrosión (i_{corr}) en morteros curados a 20°C en un ambiente de 100% de humedad relativa.

Tiempo	Nivel de reemplazo de NSG por CPC					
	100% de CPC	0% Cl ⁻			0.4% Cl ⁻	1% Cl ⁻
		10	20	30	10	10
Velocidad de corrosión ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)						
0.08	0.7546	0.6195	0.35533	0.3598	0.4814	1.11795
1	0.1014	0.1087	0.12418	0.1461	0.1495	0.21446
3	0.0401	0.0455	0.06864	0.0647	0.0541	0.23405
5	0.0324	0.0372	0.0545	0.0496	0.0427	0.09079
7	0.0288	0.0323	0.04074	0.0432	0.0362	0.05228
9	0.0275	0.0288	0.02997	0.0348	0.0296	0.05513
12	0.0252	0.0241	0.02383	0.0287	0.0263	0.05147
14	0.0258	0.0237	0.02203	0.0244	0.0234	0.06762
17	0.0228	0.0207	0.01946	0.0213	0.0248	0.04645
19	0.0218	0.0197	0.0167	0.0203	0.0233	0.0528
21	0.021	0.0194	0.01463	0.0194	0.0219	0.06765
24	0.0233	0.0182	0.01331	0.0238	0.0252	0.08245
28	0.0253	0.0173	0.01208	0.0219	0.0245	0.08265
32	0.0244	0.0153	0.0145	0.0217	0.0286	0.0917
35	0.0254	0.0145	0.01323	0.0233	0.0299	0.11022
37	0.0249	0.0163	0.01414	0.0203	0.04	0.13298
41	0.0242	0.0159	0.01321	0.0219	0.0392	0.10025
44	0.0264	0.0176	0.01259	0.0259	0.022	0.09249
48	0.0256	0.0156	0.01358	0.0227	0.0225	0.08755
54	0.0274	0.0298	0.01163	0.0248	0.0166	0.07958
56	0.0241	0.0159	0.01194	--	--	--
58	0.0239	0.0157	0.01224	--	--	--
62	0.0263	0.0168	0.00938	--	--	--
65	0.021	0.012	--	--	--	--

Tabla 46.- Comparación de resultados de velocidad de corrosión (i_{corr}) en morteros curados a 60°C en un ambiente de 100% de humedad relativa.

Tiempo	Nivel de reemplazo de NSG por CPC					
	100% de CPC	0% Cl ⁻			0.4% Cl ⁻	1% Cl ⁻
		10	20	30	10	10
Velocidad de corrosión ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)						
0.08	0.7139	0.9605	0.56429	0.3514	1.5141	1.43877
1	0.0389	0.0327	0.01512	0.0211	0.2563	0.77716
3	0.0285	0.0157	0.01492	0.0161	1.1784	2.21931
5	0.0302	0.0121	0.01787	0.0167	1.486	1.10087
7	0.0298	0.01	0.01294	0.0142	1.5205	0.3891
9	0.0398	0.011	0.0092	0.014	1.1257	0.85627
12	0.0387	0.0439	0.01067	0.0113	1.1709	1.02845
14	0.0224	0.0134	0.01176	0.0102	1.2945	1.42998
17	0.0281	0.0094	0.02458	0.0106	1.1719	1.94907
19	0.0324	0.0091	0.01774	0.0128	0.6498	1.83073
21	0.0204	0.01	0.01127	0.0161	0.4508	1.79089
24	0.0181	0.0098	0.01013	0.0163	0.4883	1.45594
28	0.0159	0.0084	0.01132	0.0181	0.5492	2.74604
32	0.0225	0.0092	0.01196	0.0222	0.6616	1.36526
35	0.0258	0.0107	0.0152	0.0136	0.4567	1.81205
37	0.0299	0.0119	0.02197	0.0127	0.578	1.9201
41	0.0191	0.0098	0.02476	0.0148	--	--
44	0.0177	0.0166	0.02497	0.0403	--	--
48	0.0233	0.0251	0.01317	--	--	--
54	0.0165	0.0112	0.01504	--	--	--
56	0.0203	--	0.01524	--	--	--
58	0.0154	--	--	--	--	--
62	--	--	--	--	--	--
65	--	--	--	--	--	--

5.3.3.- Resistividad (ρ)

Los valores correspondientes a los resultados de resistividad (ρ) exhibidos por los morteros que fueron curados a 20°C (80% HR y 100% HR) y 60°C (100% HR) son mostrados en la **Tabla 48**, **Tabla 49** y **Tabla 50**. Dichos valores fueron graficados y son mostrados en las **Figura 91**, **Figura 92** y **Figura 93**. Cabe señalar que las líneas horizontales colocadas en los valores de 10, 50, 100 y 200 k Ω -cm de dichas figuras, delimitan los niveles de corrosión establecidos por Alonso y colaboradores (véase **Tabla 47**). Los números de color rojo (mostrados también en las figuras) indican el riesgo de corrosión que representan dichas zonas delimitadas. De esta manera: el **1** indica que la corrosión es despreciable y que el concreto es demasiado seco; el **2** indica una velocidad de corrosión baja; el **3** indica una velocidad de corrosión que va de moderada a alta cuando el acero sea activo; el **4** indica que la resistividad no es un parámetro que controla la velocidad de corrosión.

Tabla 47.- Criterios para la interpretación de los valores de resistividad, ρ ^(169, 170).

ρ (K Ω -cm)	Nivel de corrosión
>100 - 200	Corrosión despreciable, concreto demasiado seco
50 - 100	Velocidad de corrosión baja
10 - 50	Velocidad de corrosión de moderada a alta cuando el acero es activo
< 10	La resistividad o es un parámetro que controla la velocidad de corrosión

En la **Figura 91** se presentan los resultados de resistividad exhibidos por los morteros expuestos en el ambiente de 20°C 80% HR. De manera general puede apreciarse que todos los morteros presentaron un incremento en la resistividad con respecto al tiempo, atribuido a la densificación de la matriz cementante. Al término de las pruebas electroquímicas, los morteros con 10, 20 y 30% NSG, presentaron resistividades del orden de los 100 y 200 k Ω -cm, las cuales son mayores en comparación con la obtenida en los morteros con 100% CPC (70 k Ω -cm). Esto puede indicar que el NSG contribuyó

a mejorar las propiedades de durabilidad ya que actuó como un reductor de porosidad debido a la producción de nuevo gel CSH y a que actuó como un microrellenador.

Por otro lado, los morteros con 10% NSG de 0.4% y de 1% de cloruros totales, presentaron valores de resistividad muy similares, del orden de los 90 k Ω -cm, los cuales fueron inferiores a los obtenidos para los morteros con el mismo porcentaje de adición, pero 0%b de cloruros totales. Esto puede atribuirse a que los morteros adicionados con cloruros desarrollaron mayor porosidad (véase **Tabla 51**), con valores aproximados del 18%, siendo ésta superior en 1.5% a la desarrollada por los morteros sin cloruros.

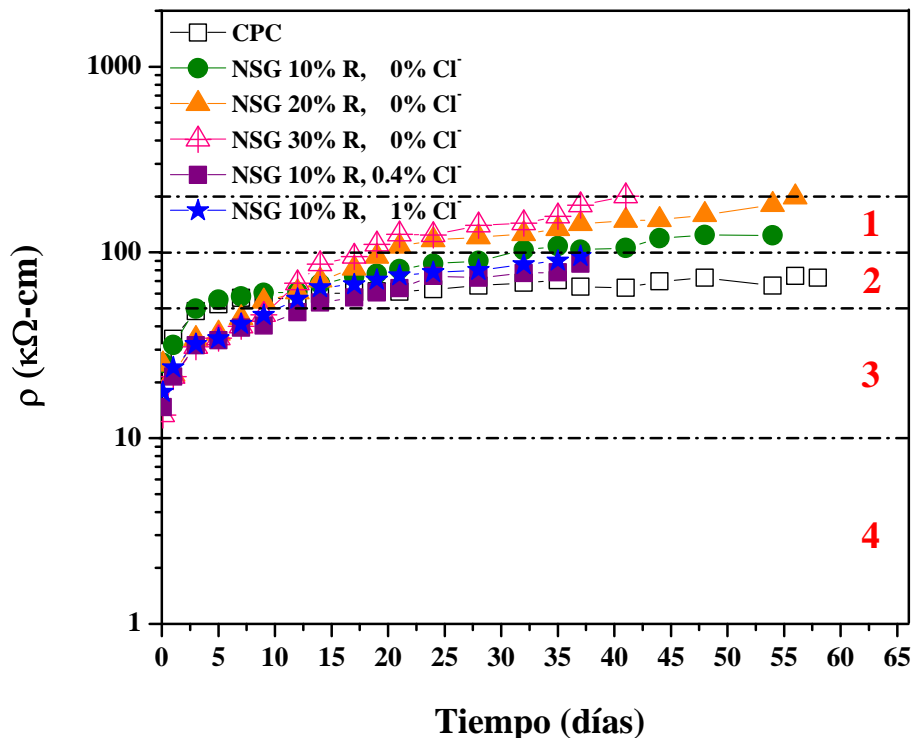


Figura 91.- Resistividad (ρ) contra el tiempo exhibida en los morteros que fueron fraguados y curados en un ambiente de 20°C, 80%HR: 1) Corrosión despreciable, 2) Velocidad de corrosión baja; 3) Velocidad de corrosión de moderada a alta, 4) La resistividad no controla la velocidad de corrosión.

En la **Figura 92** se puede observar la tendencia en los valores de resistividad de los diferentes morteros evaluados en el ambiente de 20°C (100%HR). De manera general todos los morteros presentaron un incremento en la resistividad con respecto al tiempo, atribuido a la densificación de la matriz cementante. Los morteros con 10 y 20% NSG,

presentaron resistividades del orden de los 150 y 200 $\text{k}\Omega\text{-cm}$, y los adicionados con 30%, del orden de los 300 $\text{k}\Omega\text{-cm}$; todos estos valores de resistividad fueron superiores a los exhibidos por el mortero con 100% CPC (70 $\text{k}\Omega\text{-cm}$). Estos valores sustentan lo descrito anteriormente, con respecto a la reducción de la porosidad, especialmente en las zonas de transición matriz cementante/áridos, propiciando una microestructura más fuerte, densa y con menor volumen de poros interconectados que permitiera la conductividad iónica, lo cual generó un incremento en los valores de la resistividad.

Un comportamiento similar se ha observado al utilizar la adición de cenizas volantes ⁽²⁴⁸⁾ y humo de sílice ⁽²⁵⁰⁾, en los cuales las resistividades obtenidas superan a las de los concretos elaborados con 100% CPC. Esto fue atribuido a la reducción de los poros capilares gracias a la reacción puzolánica suscitada entre los materiales silíceos y la portlandita. Además en el caso del humo de sílice, sus partículas finas actúan como relleno de poros en el llamado “efecto microfiller” ⁽²⁵¹⁾.

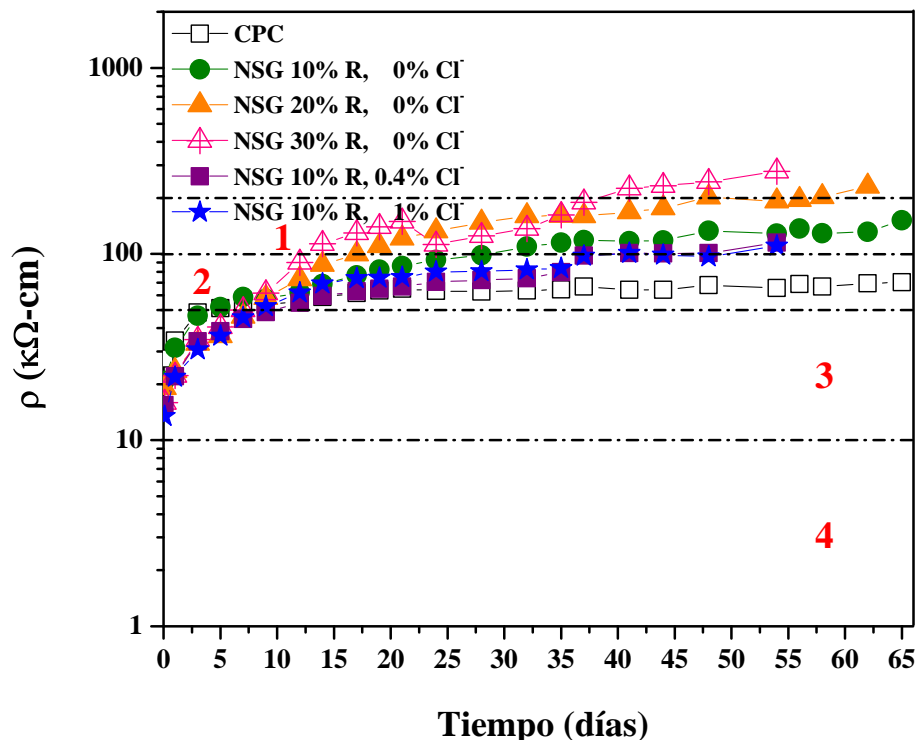


Figura 92.- Resistividad (ρ) contra el tiempo exhibida en los morteros que fueron fraguados y curados en un ambiente de 20°C, 100%HR: 1) Corrosión despreciable, 2) Velocidad de corrosión baja; 3) Velocidad de corrosión de moderada a alta, 4) La resistividad no controla la velocidad de corrosión.

Los morteros curados a 60°C 100%HR (**Figura 93**) con NSG de 0% de cloruros totales presentaron desde primeras horas de curado valores de resistividad altos (entre 100 y 200 kΩ-cm) en comparación con los curados a 20°C. Esto fue atribuido a la aceleración de los procesos de hidratación mencionada anteriormente. También es posible observar que los valores de resistividad de los morteros, exhibieron un comportamiento sinusoidal, con una tendencia a presentar valores cada vez más altos con el paso del tiempo. Esto puede ser atribuido a los constantes ciclos de saturación y secado de los poros de la matriz cementante de los morteros ocasionados por la evaporación de agua promovida por la temperatura de 60°C. También es posible señalar que los morteros con NSG de 0% cloruros totales presentaron valores de resistividad promedio superiores a los morteros con 100% CPC. Dichos valores fueron de: 300-900 kΩ-cm para los morteros con 10% NSG, 300 y 600 para los morteros con 20% NSG, 400-800 kΩ-cm para morteros con 30% NSG y para los morteros con 100% CPC de 50-100 kΩ-cm.

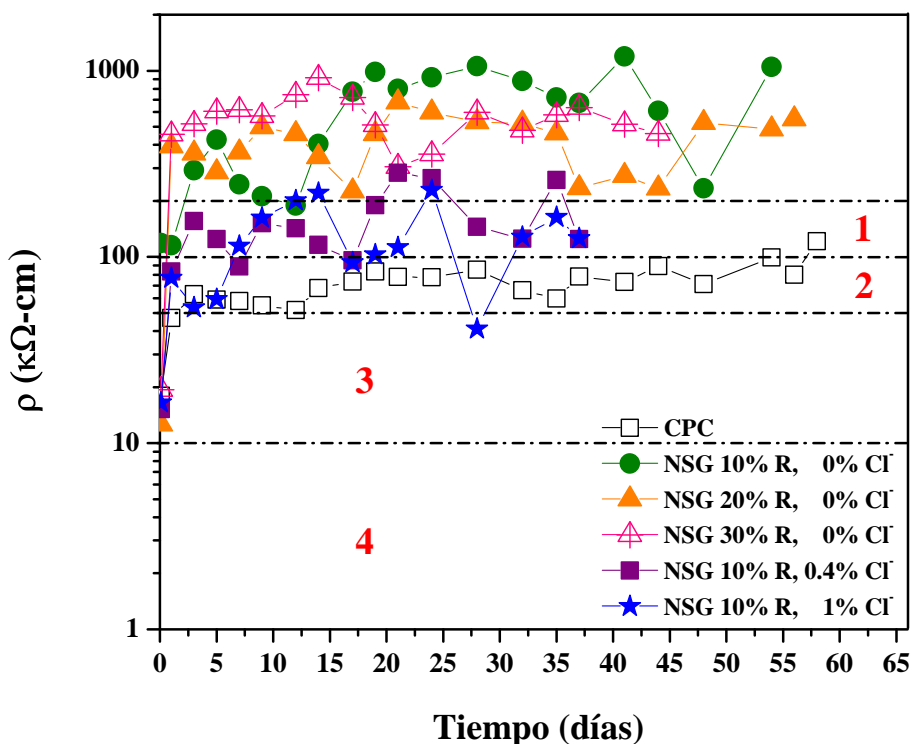


Figura 93.- Resistividad (ρ) contra el tiempo exhibida en los morteros que fueron fraguados y curados en un ambiente de 60°C, 100%HR: 1) Corrosión despreciable, 2) Velocidad de corrosión baja; 3) Velocidad de corrosión de moderada a alta, 4) La resistividad no controla la velocidad de corrosión.

Los morteros con 0.4 y 1% de cloruros totales presentaron desde las primeras horas valores de resistividad inferiores a aquellos mostrados por los morteros con 0% de cloruros totales. Esta tendencia continuó hasta la conclusión de las pruebas electroquímicas. Los morteros adicionados con cloruros presentaron valores de resistividad del orden de los 100-300 para 0.4 % y 50-200 k Ω -cm para 1% de cloruros totales respectivamente.

Tabla 48.- Comparación de resultados de resistividad (ρ) en morteros curados a 20°C en un ambiente de 80% de humedad relativa.

Tiempo	Nivel de reemplazo de NSG por CPC					
	100% de CPC	0% Cl ⁻			0.4% Cl ⁻	1% Cl ⁻
		10	20	30	10	10
	Resistividad (k Ω -cm)					
0.08	29.09	25.41	24.90	13.33	14.71	17.74
1	34.16	31.71	22.07	21.45	21.42	23.96
3	48.16	49.87	34.21	31.01	31.66	31.97
5	52.54	55.68	36.67	34.52	33.57	34.40
7	56.98	57.93	44.28	39.95	39.36	41.03
9	56.56	60.49	54.30	46.08	40.37	45.88
12	56.42	61.00	61.16	68.19	47.55	56.19
14	59.36	67.71	70.71	86.58	53.62	64.59
17	61.04	73.93	81.97	95.12	57.15	67.14
19	61.71	76.76	94.84	110.25	60.69	71.03
21	61.43	81.08	107.71	125.37	64.23	74.92
24	63.42	86.80	116.80	124.18	74.64	77.89
28	66.26	90.20	120.70	140.22	73.11	80.21
32	68.68	102.69	125.88	143.48	77.52	86.24
35	70.82	108.19	133.63	156.66	78.06	89.95
37	65.36	103.53	142.32	179.89	86.72	95.46
41	64.54	105.56	148.06	200.43	--	--
44	69.69	119.31	149.33	--	--	--
48	72.93	124.12	159.04	--	--	--
54	66.15	123.39	180.17	--	--	--
56	74.69	--	197.94	--	--	--
58	73.03	--	--	--	--	--
62	--	--	--	--	--	--
65	--	--	--	--	--	--

Tabla 49.- Comparación de resultados de velocidad de corrosión (ρ) en morteros curados a 20°C en un ambiente de 100% de humedad relativa.

Tiempo	Nivel de reemplazo de NSG por CPC					
	100% de CPC	0%Cl ⁻			0.4%Cl ⁻	1%Cl ⁻
		10	20	30	10	10
Resistividad (kΩ-cm)						
0.08	27.42	20.74	19.13	15.93	15.39	13.44
1	34.18	31.37	23.57	22.24	22.07	21.87
3	48.41	46.56	32.99	34.72	33.87	30.61
5	51.15	51.86	36.31	40.46	38.39	36.26
7	52.03	58.70	46.15	49.99	44.68	45.47
9	53.25	57.52	58.17	61.61	48.68	52.33
12	55.99	62.13	73.27	90.14	54.72	61.89
14	58.77	68.87	87.65	113.57	59.56	69.23
17	61.55	76.61	99.56	129.61	63.12	73.87
19	63.46	82.50	110.51	139.63	64.95	74.47
21	64.89	86.08	121.46	149.64	66.77	75.06
24	63.41	93.03	132.47	112.41	70.76	80.33
28	62.67	98.57	147.65	124.94	72.23	80.69
32	63.58	109.34	160.25	136.83	73.96	82.22
35	64.54	114.79	160.96	161.75	79.79	83.69
37	66.69	118.86	160.20	189.74	98.01	97.70
41	64.28	117.22	168.11	225.44	100.92	100.87
44	64.23	117.96	176.72	232.54	100.53	98.89
48	68.13	132.95	201.20	244.68	101.15	96.54
54	65.53	128.34	192.20	277.70	115.10	110.51
56	68.89	136.69	195.62	--	--	--
58	66.66	129.22	202.44	--	--	--
62	69.52	131.71	230.00	--	--	--
65	70.45	151.31	--	--	--	--

Tabla 50.- Comparación de resultados de velocidad de corrosión (ρ) en morteros curados a 60°C en un ambiente de 100% de humedad relativa.

Tiempo	Nivel de reemplazo de NSG por CPC					
	100% de CPC	0%Cl			0.4%Cl	1%Cl
		10	20	30	10	10
	Resistividad (k Ω -cm)					
0.08	17.97	118.69	12.59	19.34	15.19	16.50
1	46.87	115.55	393.03	455.64	83.44	77.07
3	63.07	292.02	359.67	519.19	155.61	53.39
5	58.88	426.02	284.79	604.85	124.55	59.26
7	58.03	245.33	364.39	617.90	88.67	114.28
9	54.78	212.09	498.53	571.05	151.64	161.77
12	51.86	188.24	457.15	742.65	142.51	200.77
14	68.02	404.77	344.08	917.70	115.89	220.60
17	73.73	772.13	224.93	718.51	95.77	93.28
19	83.35	985.01	456.76	511.53	189.10	102.90
21	78.20	799.65	678.59	304.55	282.43	112.52
24	77.57	920.88	599.12	356.95	264.83	228.33
28	85.31	1057.41	530.36	596.65	145.29	41.03
32	66.29	880.35	519.72	478.50	125.02	128.03
35	59.73	718.97	460.99	580.33	258.29	163.82
37	78.54	671.49	234.44	634.43	124.41	125.99
41	73.48	1191.07	272.92	516.16	--	--
44	89.27	608.71	233.20	459.46	--	--
48	71.38	233.05	524.73	--	--	--
54	99.25	1048.84	486.00	--	--	--
56	80.27	--	549.35	--	--	--
58	121.58	--	--	--	--	--
62	--	--	--	--	--	--
65	--	--	--	--	--	--

Con la finalidad de tener un panorama más general sobre el comportamiento exhibido por las varillas embebidas en los morteros y apreciar con mayor claridad los fenómenos de pasivación o corrosión ocasionados por las diferentes variables empleadas: nivel de reemplazo, concentración de cloruros totales, temperatura y humedad, en las **Figura 94**, **Figura 96**, **Figura 97** y **Figura 99** se presentan los valores promedios de potencial

de corrosión (E_{corr}), velocidad de corrosión (i_{corr}) y resistividad (ρ), discutidas a continuación:

5.3.4.- Efecto de la Humedad Relativa sobre los resultados de E_{corr} , i_{corr} y ρ

Realizando un análisis comparativo entre los resultados mostrados en la **Figura 94** se puede observar que la concentración de humedad relativa en el ambiente de trabajo repercute de manera significativa en los fenómenos de pasivación y corrosión de las varillas embebidos en morteros, ya que a 20°C (80%HR) las varillas presentaron valores de velocidad de corrosión relativamente mayores con respecto a los exhibidos por las varillas expuestas a 20°C (100%HR) en todos los niveles de sustitución de NSG de 0% de cloruros totales.

Este comportamiento fue atribuido a que la red de poros de los morteros en la condición de 80%HR se encontraba parcialmente saturada de agua (baja cantidad de solución de poros), lo cual propicio una mayor difusión de O_2 hacia el interior de la matriz cementante en comparación con lo observado en la de 100%HR. Cabe mencionar que en el ambiente de 20°C (100%HR) los morteros se encontraban herméticamente sellados de manera que la disposición de O_2 fue poca; por tal razón, al tener ausencia de O_2 y una saturación de agua en los poros los morteros el riesgo de corrosión de las varillas expuestos en esta condición resultó ser menor.

Este fenómeno de mayor difusión del O_2 es más factible que se desarrolle en morteros con alta porosidad, y de acuerdo a los resultados de porosidad mostrados en la **Tabla 51**, los morteros ideales para examinar esto fueron los adicionados con 30% de NSG (0% de cloruros) y con 10% de NSG (1% de cloruros).

De esta manera, se seleccionó el mortero con 30% de NSG de 0% de cloruros, analizando las varillas embebidas y corroborando la presencia de oxidación bajo cinta (ver **Figura 95**).

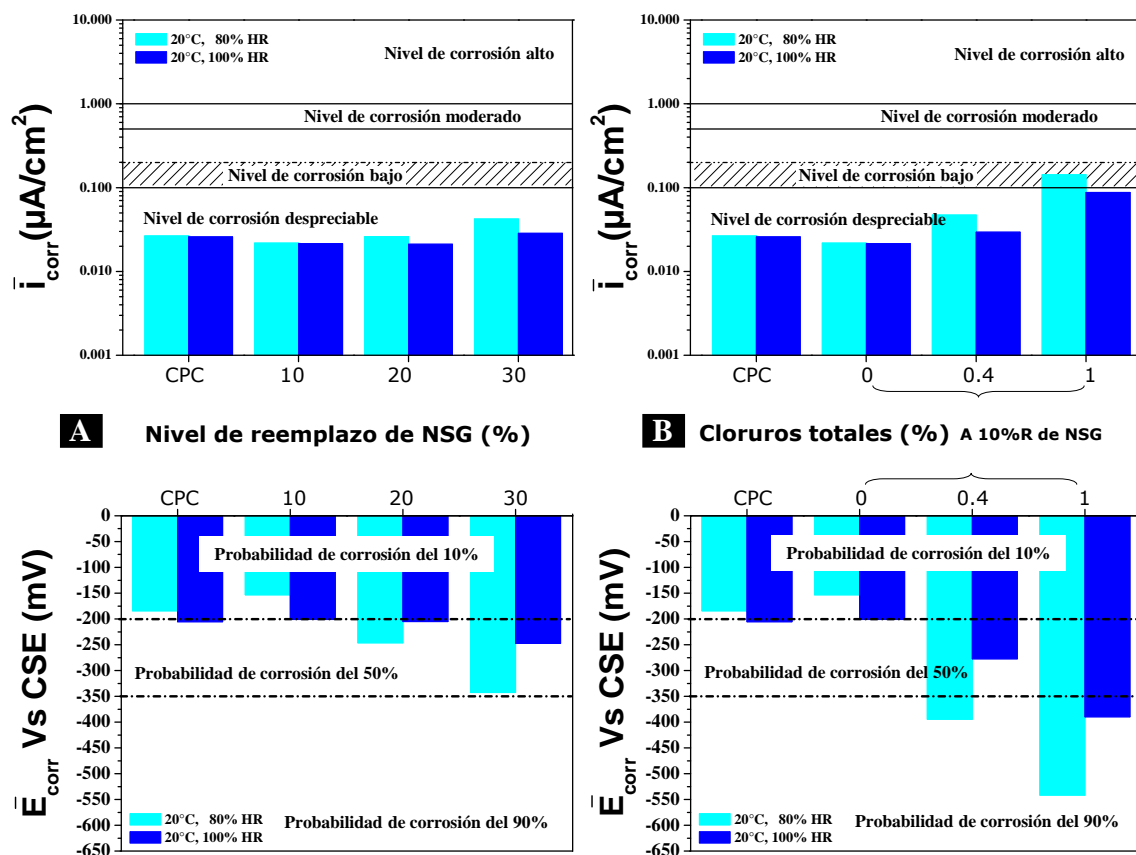


Figura 94.- Comparación entre valores promedio de potencia de corrosión (E_{corr}) y velocidad de corrosión, (i_{corr}) de varillas embebidas en diferentes morteros fabricados y expuestas a 20°C con 80 y 100% de humedad relativa: A) Efecto del nivel de reemplazo B) Efecto de los cloruros totales.

En los morteros con cloruros puede observarse que las varillas expuestas en el ambiente de 20°C (80% HR) presentaron mayor velocidad de corrosión con respecto a las expuestas a 20°C (100% HR). Esto también está relacionado con la concentración de O_2 en el ambiente, ya que aunque es más factible disponer de iones cloruro en la solución de los poros con 100%HR para que éstos desencadenaran corrosión en las varillas, la concentración de O_2 en el ambiente de trabajo de 100 % HR fue prácticamente nula, contrario a lo que sucede a 80% HR donde la concentración fue mayor puesto que el ambiente era abierto, ocasionando un mayor grado de corrosión en las varillas expuestas a 80 % HR.



Figura 95.- Estado de pasividad exhibido en las varillas embebidas en morteros adicionados con 30% de NSG de 0% de Cl⁻ totales que fueron fraguados y curados en un ambiente de 20°C, 80%HR.

En la **Figura 96** se presentan los resultados de la media de resistividad obtenidos como el producto del promedio de los valores de resistividad previamente discutidos. En dicha **Figura 96** es posible observar que la humedad relativa (80% y 100%) influyó significativamente en los valores medios de resistividad, ya que esta propiedad está íntimamente relacionada con el grado de saturación de agua existente en la solución de poros.

De acuerdo con diversos autores ⁽²³¹⁾, cuando los poros se encuentran saturados, la presencia de agua se encuentra de manera continua, por lo que la corriente alcanza una distancia muy grande y el área polarizada es muy extensa sobre todo si la medida se realiza sobre una estructura pasiva ⁽²⁵²⁾.

Esto provee un medio conductor y consecuentemente los valores de resistividad tienden a disminuir. En base a esto, se puede decir que las diferencias entre los valores medios de resistividad con respecto al incremento en el nivel de sustitución de NSG por CPC (**Figura 96A**) son atribuidas a la densificación de la matriz cementante ya que ésta genera una reducción en la porosidad, impidiendo el paso de la conductividad e incrementando la resistividad.

Además, el consumo de portlandita por parte del NSG para reaccionar y producir gel CSH y consecuentemente seguir densificando la matriz cementante, también contribuye a un incremento en los valores de resistividad, efecto observado en otras investigaciones (253 - 255). Por tal razón, la resistividad incrementó con el nivel de reemplazo, de manera que los morteros con 10% NSG mostraron un aumento del 26% (80%HR) y del 35% (100%HR) con respecto a los morteros con 100% CPC (ver **Figura 96**). Así mismo, los morteros con 20% NSG mostraron valores de resistividad que superaron a los morteros sin adiciones en un 30% (80%HR) y 55% (100%HR).

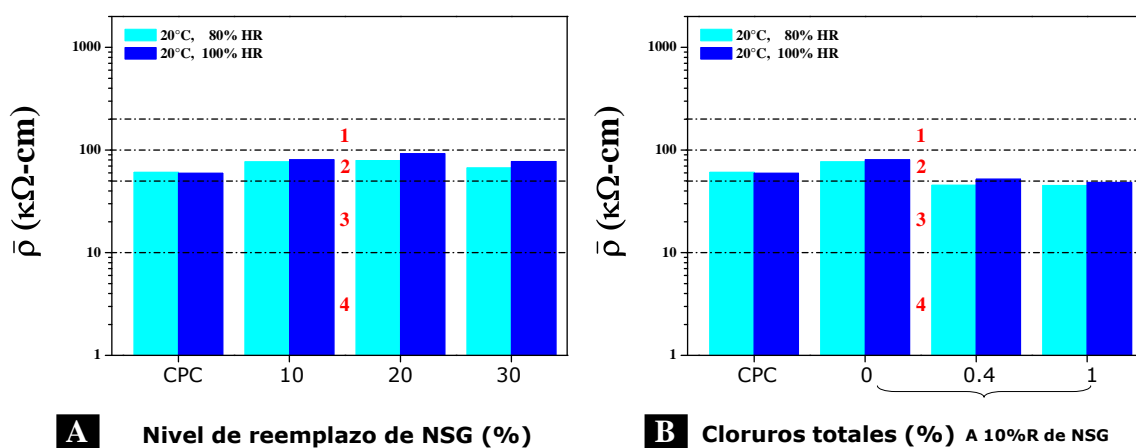


Figura 96.- Comparación entre valores promedio de resistividad (ρ) de diferentes morteros fabricados y expuestos a 20°C con 80 y 100% de humedad relativa: A) Efecto del nivel de reemplazo, B) Efecto de los cloruros totales: 1) Corrosión despreciable, 2) Velocidad de corrosión baja; 3) Velocidad de corrosión de moderada a alta, 4) La resistividad no controla la velocidad de corrosión.

Los morteros curados a 80% HR mostraron valores menores en la media de resistividad con respecto a los morteros curados a 100%HR. Esto fue atribuido a que en la condición de 100%HR se disponía de una mayor cantidad de agua para generar una matriz cementante más densa

Sin embargo los morteros con 30% NSG, en ambas condiciones de HR, presentaron en los valores de resistividad promedio un decremento con respecto a los morteros con 10 y 20% NSG, pero en comparación con los morteros elaborados al 100% de CPC, los valores fueron superiores en un 10% (80% HR) y 30% (100% HR). Esto puede atribuirse al incremento en la porosidad en este tipo de morteros discutido

anteriormente. En consecuencia, al tener mayor porosidad y estar inmersos en ambientes de HR alta, es factible que haya más agua en los poros en comparación con el resto de los morteros, por tanto la conductividad se ve favorecida y los valores de resistividad disminuyen.

Respecto al efecto del incremento de los cloruros totales en el diseño de mezclas de morteros, puede observarse en la **Figura 96B** que en ambas condiciones de humedad, el incremento en los cloruros fomentó una disminución en los valores de resistividad. Los morteros con 0.4 % de cloruros totales mostraron una disminución en la resistividad de 41% (80% HR) y 35% (100% HR), con respecto a los morteros con 0% de cloruros. Esta disminución en la resistividad fue más notoria en los morteros con 1% de cloruros, presentando una reducción de un 42% (80% HR) y un 40% (100% HR) con respecto a los morteros con 0% de cloruros totales.

Estos valores obtenidos pueden ser relacionado con la porosidad desarrollada por los morteros a causa del incremento en la adición de cloruros en los morteros, ya que los cloruros de sodio y potasio durante el proceso de hidratación demandan agua que no es aprovechada por los materiales cementantes y por consiguiente el grado de hidratación en éstos disminuye promoviendo matices menos densificadas que reflejan un incremento en la porosidad de los morteros, tal y como lo revelaron los resultados de porosidad mostrados en **Tabla 51** donde se corroboró un incremento en la porosidad atribuida al incremento en los cloruros. Por lo tanto al tener mayor porosidad en la matriz cementante y estar expuesta en ambientes de alta HR, las resistividades disminuyen de manera significativa, acentuándose más en los morteros que tengan mayor porosidad, como los expuestos a 80%HR.

5.3.5.- Efecto de la temperatura sobre los resultados de E_{corr} , i_{corr} y ρ

Los morteros sin cloruros curados a 20°C (80%HR) presentaron valores relativamente mayores de velocidad de corrosión con respecto a los expuestos en el ambiente de 60°C

(100%HR) en todos los niveles de sustitución de NSG (**Figura 97**). Esto puede deberse al efecto de la difusión del oxígeno a 80%HR descrito anteriormente.

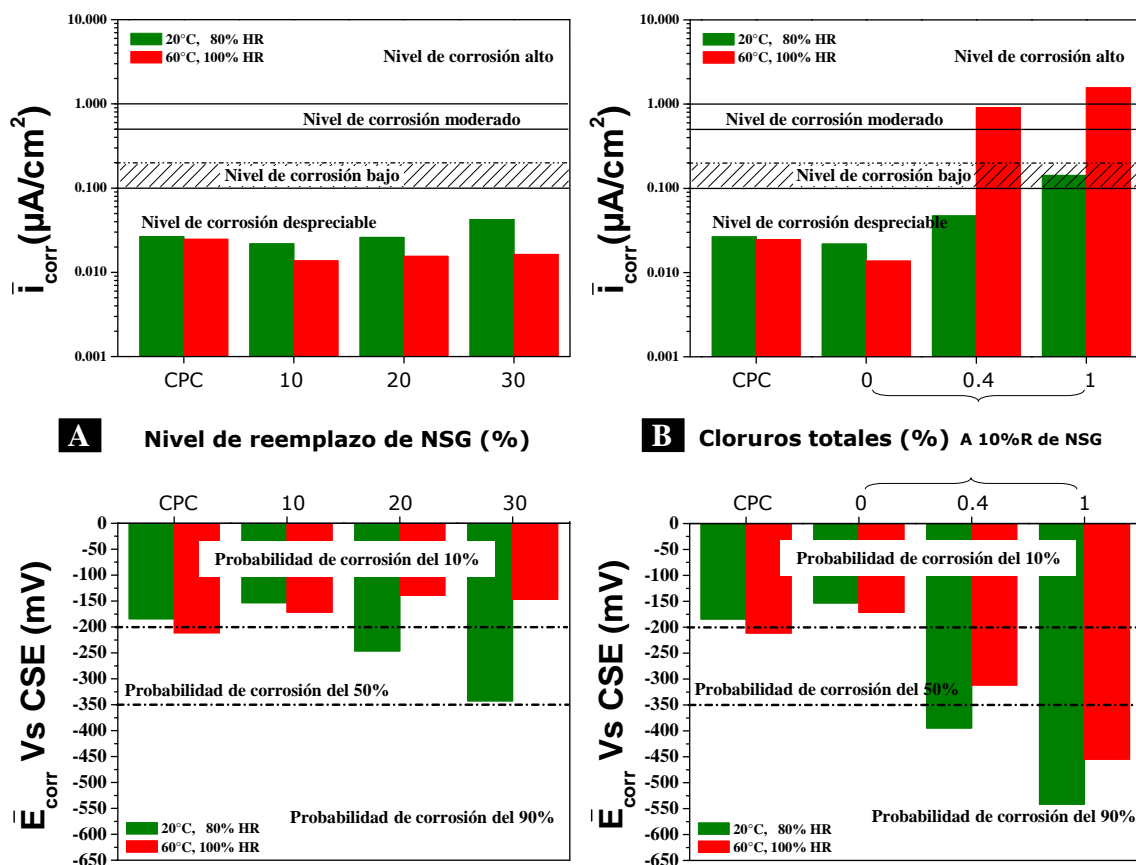


Figura 97.- Comparación entre valores medios de potencia de corrosión (E_{corr}) y velocidad de corrosión, (i_{corr}) para varillas embebidas en diferentes morteros fabricados y expuestos a 20°C y 60°C con 80 y 100% de humedad relativa respectivamente: A) Efecto del nivel de reemplazo B) Efecto de los cloruros totales.

Al realizar una comparación entre los resultados mostrados en la **Figura 97**, puede apreciarse que la temperatura de curado impactó de manera significativa en los fenómenos de pasivación y corrosión de las varillas embebidas en morteros, sobre todo aquellos con adiciones de cloruros.

Las varillas embebidas en los morteros expuestos a 60°C (100% HR) presentaron valores de velocidad de corrosión que representan el doble con respecto a los valores obtenidos en los morteros curados a 20°C (80% HR). Esto puede atribuirse a los

constantes ciclos de saturación-secado bajo los cuales estuvieron expuestos los morteros curados a 60°C y a la alta solubilidad en la solución de poros que los iones cloruros presentan a altas temperaturas ^(231, 256, 257), de manera que los iones Cl⁻ quedaron disponibles para promover un alto grado de corrosión en las varillas de refuerzo, observando corrosión por picaduras en la **Figura 98**.

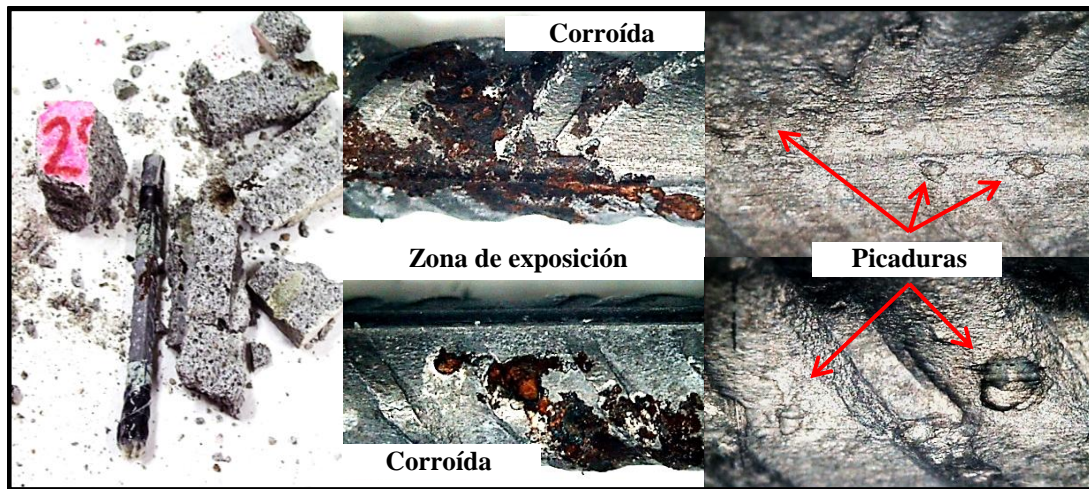


Figura 98.- Estado de pasividad exhibido en las varillas embebidas en morteros adicionados con 10% de NSG de 0.4% de Cl⁻ totales que fueron fraguados y curados en un ambiente de 60°C, 100%HR.

Este fenómeno no fue observado en el ambiente de 20°C, ya que los iones Cl⁻ en esta condición de trabajo fueron absorbidos por ciertos componentes presentes en la matriz cementante, como gel CSH, pero principalmente por la fase aluminato y en esta última se desencadenó la formación de sal de Friedel ^(224, 258), de manera que quedaron pocos iones Cl⁻ en la solución de los poros disponibles para generar corrosión por picaduras y es por ello que el riesgo de corrosión en las varillas expuestas en la condición de 20°C se volvió menos susceptible que en el caso de los expuestos en la condición de 60°C. Aunado a que a bajas temperaturas hay más saturación de agua en los poros que limita el paso del O₂ a través de la matriz cementante, por lo cual la velocidad de corrosión en comparación con altas temperaturas suele ser menor.

En la **Figura 99** se presentan los resultados de la media de resistividad obtenidos como el producto del promedio de los valores de resistividad previamente discutidos. De manera general, es posible observar que la temperatura de curado (20 y 60°C)

influyó drásticamente en los valores medios de resistividad, ya que a 60°C, los valores de resistividad difieren significativamente con respecto a los obtenidos a 20°C, sobre todo en los morteros con cloruros, cuyos valores de resistividad fueron menores en comparación con el resto de los morteros y representaron un índice de corrosión que va de moderado a alto.

Las diferencias entre los valores medios de resistividad con respecto al incremento en el nivel de sustitución de NSG por CPC (**Figura 99A**) pueden ser atribuidas a la densificación de la matriz cementante desarrollada en los morteros en ambas condiciones de curado. Puede observarse que la resistividad tuvo un incremento del 27% (20°C) y 97% (60°C) en los morteros con 10% de NSG y 0% de cloruros totales, en comparación con los de 100% CPC, atribuido a la porosidad. Respecto al cambio suscitado a 20°C fue atribuido a una mayor densificación de la matriz cementante, resultando en una resistividad mayor.

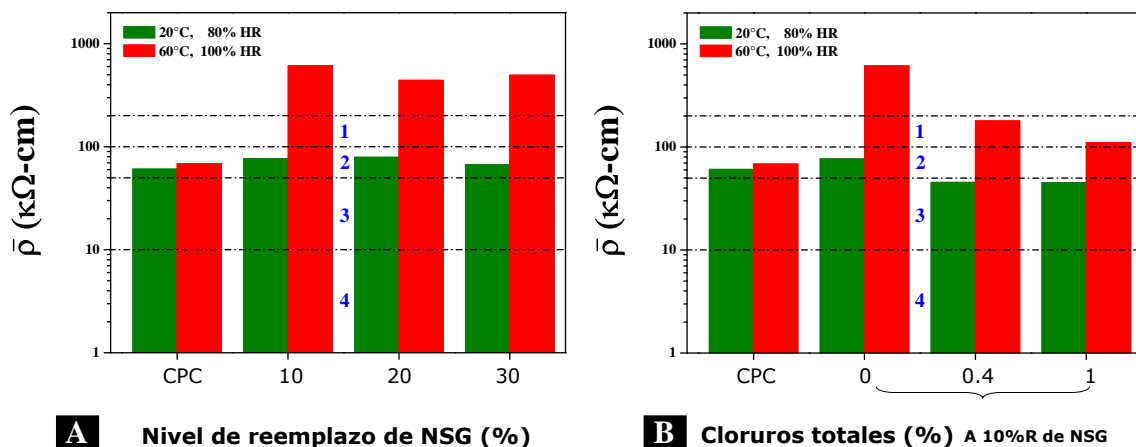


Figura 99.- Comparación entre valores medios de resistividad (ρ) para acero embebidos en morteros diferentes morteros fabricados y expuestos a 20 y 60°C con 80 y 100% de humedad relativa respectivamente: A) Efecto del nivel de reemplazo B) Efecto de los cloruros totales.

Puede también apreciarse en la **Figura 99A** que los morteros con 20 y 30% NSG y expuestos en el ambiente de 20°C (80%HR), presentaron valores de resistividad menores en un 8.85% (20%) y 48.85% (30%) que los que contenían 10% NSG. Esto también está relacionado con el incremento en la porosidad (**Tabla 51**). De manera

similar, este comportamiento fue observado a 60°C, ya que los valores de resistividad en morteros con 20% y 30% NSG son menores en un 17.84% (20%) y 20.82% (30%).

Por otro lado, en la **Figura 99B** se puede observar que la resistividad también disminuyó con respecto al incremento en la adición de los cloruros totales. A 20°C (80%HR) los morteros adicionados con 0.4% de Cl^- y 1% de Cl^- presentaron resistividades menores en un 56% y 83.6% respectivamente, en comparación con los de 0% de cloruros.

De igual manera se suscitó en la condición de 60°C, puesto que los morteros adicionados con 0.4% y 1% de Cl^- presentaron una reducción en la resistividad media en 98% y 99% respectivamente, en comparación con los morteros adicionados con 0% de cloruros totales.

5.3.6.- Pruebas físicas

Los resultados electroquímicos mostrados por las varillas pueden ser explicados apoyándose con la determinación de las propiedades físicas de los morteros en los cuales fueron embebidos, cuyos resultados son mostrados en la **Tabla 51**. Se observa que los morteros sometidos en el ambiente de 100%HR exhibieron un mayor porcentaje de pérdidas de agua evaporable (%P.A.E.) con respecto a los sometidos en el ambiente de 80%HR, lo cual significa que efectivamente en la condición de 100%HR existía mayor agua en la solución de los poros con respecto a la contenida en la condición de 80%HR, evitando el paso de O_2 hacia el acero de refuerzo, por tanto, menor riesgo de corrosión.

Respecto a los resultados de pérdidas electroquímicas (P.E.) y pérdidas gravimétricas (P.G.), la mayoría de ellos mostraron tener una buena correlación entre ambas técnicas, lo cual significa que la técnica de resistencia a la polarización lineal fue utilizada de una manera adecuada y resulta ser confiable en las determinaciones electroquímicas a nivel laboratorio.

Tabla 51.- Resultados de la caracterización de los morteros y varillas después de las pruebas electroquímicas.

Propiedades	Nivel de reemplazo de CPC por NSG y ambiente de curado						
	10%R 0%Cl ⁻	30%R 0%Cl ⁻	10%R 0.4%Cl ⁻	10%R 1%Cl ⁻	10%R 0%Cl ⁻	10%R 0.4%Cl ⁻	10%R 1%Cl ⁻
	20°C 80%HR	20°C 80%HR	20°C 80%HR	20°C 80%HR	60°C 100%HR	60°C 100%HR	60°C 100%HR
P.G	0.00088	0.00142	0.00158	0.00119	0.00232	0.00584	0.00809
P.E.	0.00037	0.00057	0.00061	0.00154	0.00034	0.00879	0.01695
% P. A. E.	7.22	7.81	7.07	7.4	8.44	8.05	8.49
%P	16.62	18.2	18	18.27	23.63	24.17	24.29
pH	12.74	12.61	12.73	12.63	12.68	12.67	12.59
E _{corr}	-153.22	-342.76	-394.6	-530.59	-174.97	-319.01	-450.56
i _{corr}	0.022	0.042	0.047	0.15	0.015	0.91	1.507

Los resultados exhibidos por las varillas embebidas en los morteros con 10% de NSG de 0%cloruros totales curados a 60°C, no presentaron buena correlación. Esto puede atribuirse a la presencia de productos de corrosión entre la zona expuesta y la zona bajo cinta exhibida en las varillas después de haber sido extraídos de los morteros, revelando pequeñas picaduras (**Figura 100**). Esta corrosión provocó un aumento en los valores de pérdida de material, cuyos valores fueron detectados por la técnica electroquímica, sin embargo cuando fueron realizados los cálculos electroquímicos la corrosión bajo cinta no fue considerada.

Referente a los resultados obtenidos en las pruebas de porosidad total (%P), puede observarse que el %P aumentó conforme se incrementó la cantidad de NSG, el % cloruros totales y la temperatura de curado. Lo anterior puede ser atribuido al tamaño de partícula que posee el NSG (~20 nm), incrementando la demanda de agua y reduciendo la trabajabilidad de las mezclas. Esto promovió la formación de aglomerados de NSG y una falta de homogeneidad en la mezcla. De igual manera sucedió con las mezclas adicionadas con cloruros, ya que éstos al hidratarse requirieron agua no considerada para el proceso de mezclado, afectando la trabajabilidad.

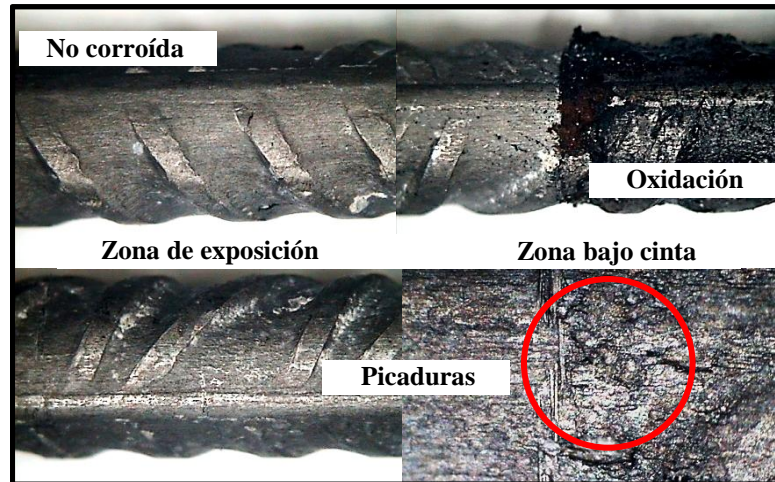


Figura 100.- Estado de pasividad exhibido en las varillas embebidos en morteros adicionados con 10% de NSG de 0% de Cl⁻ totales que fueron fraguados y curados en un ambiente de 60°C, 100%HR.

Por otro lado, la diferencia en los resultados de %P observados con respecto al incremento de temperatura, fue básicamente atribuida a la aceleración en las reacciones de hidratación de los materiales cementantes llevada a cabo a la temperatura de 60°C, la cual fomentó la formación de una capa densa de productos de hidratación alrededor de los granos de cemento parcialmente reaccionados, de manera que se limitaron las reacciones de hidratación en etapas posteriores, este efecto fue discutido en la sección de RC (véase **pág. 97**). Esto no sucedió a la temperatura de 20°C, ya que a esta temperatura de curado, las reacciones de hidratación de los materiales cementantes se efectuaron de una manera lenta y homogénea, obteniendo una matriz cementante más compacta. Este efecto puede ser observado en la **Figura 67**.

En lo que respecta a los resultados obtenidos referente al análisis del pH se puede observar que los valores tendieron a disminuir conforme fue incrementada la adición del NSG. Esto se atribuye al consumo de CH (pH 12.5) mediante la reacción puzolánica. La disminución del pH también fue observada con la incorporación de cloruros, ya que éstos al hidratarse reaccionaron con la fase aluminato para formar sal de Friedel, la cual también consumió portlandita durante su formación, causando de esta manera una disminución en la alcalinidad de los morteros ^(226, 259).

5.4.- Etapa 3 Pruebas físicas

5.4.1.- Pruebas de expansión

En la **Figura 101** se presentan los resultados obtenidos de la variación longitudinal exhibida en los morteros adicionados con 0, 10, 20 y 30 % NSG (de 0%, 10 y 20 % de cloruros totales) o HS, cuyos valores son recopilados en **Tabla 52 - Tabla 63**. De manera general puede observarse que los morteros con 100% CPC y los adicionados con NSG de 0% de Cl⁻ y HS, presentan fenómenos de contracción y los morteros con NSG de 10 y 20% de Cl⁻ presentan fenómenos de expansión.

Los morteros con 100% CPC y curados en las tres temperatura, presentaron una expansión del 0.01% con respecto al valor de longitud inicial durante los primeros tres días de curado y posteriormente fueron manifestando una contracción con el paso del tiempo, de manera que a 28 días de curado se obtuvieron valores de contracción inferiores a 0.005%. Dichos valores se encuentran por debajo del límite de cambios de longitud sugeridos para cementos en condiciones normales de servicio que es 0.003⁽²⁶⁰⁾.

El comportamiento exhibido por los morteros que fueron adicionados con NSG de 0% de cloruros totales es mostrado en la **Figura 101A**. Respeto a ello, se puede observar que dichos morteros presentan valores de contracción inferiores a los mostrados por aquellos elaborados con 100% de CPC y curados a 10 y 20°C, lo cual fue reflejado en los valores superiores de RC (**Tabla 65**).

Este fenómeno de contracción no fue observado en los morteros curados a 60°C ya que presentaron un cambio dimensional muy drástico a partir del primer día de curado, el cual fue acentuado después del día tres. Este cambio propició en los morteros una expansión muy severa que los condujo a un agrietamiento extensivo, tal y como se muestra en la **Figura 102**. Además, los morteros presentaron una reducción del 62% (10°C) y 56% (20°C) en RC comparada con la observada en los morteros adicionados al mismo nivel de reemplazo (véase **Tabla 65**).

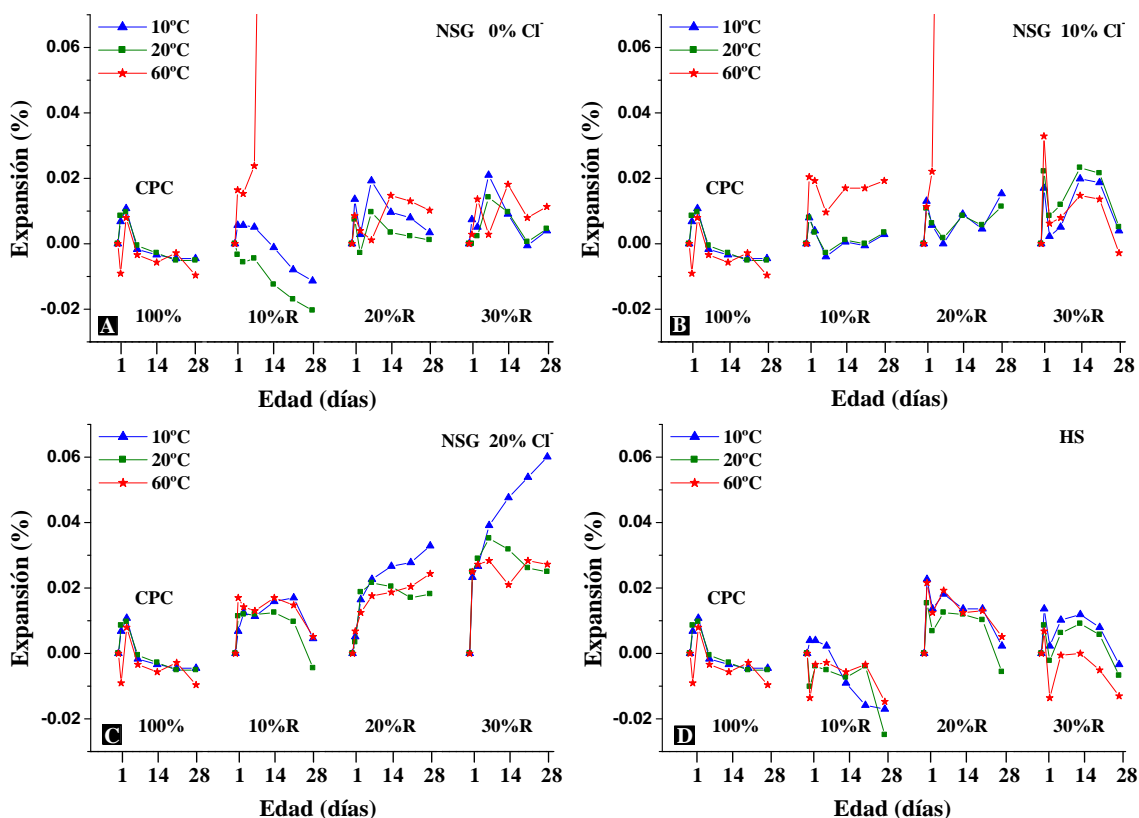


Figura 101.- Resultados de pruebas de expansión realizadas en morteros curados hasta 28 días. A) Morteros de NSG de 0% CI, B) Morteros de NSG de 10% CI, C) Morteros de NSG de 20% CI, D) Morteros de HS.

En cambio, el agrietamiento exhibido por los morteros curados a altas temperaturas (60°C) puede ser atribuido a un fenómeno de retracción por secado sufrido durante el proceso de fraguado el cual ya ha sido discutido en la sección ⁽²⁶¹⁾, de manera que cuando los morteros pasaron al proceso de curado, en un ambiente saturado de agua, liberaron esfuerzos ocasionando expansión, el cual es superior en un 0.36 y 0.35% en comparación con los morteros curados a 10 y 20°C respectivamente.

Estos valores representan 37 y 19 veces más el valor de expansión exhibido por dichos morteros curados a 10 y 20°C.

Además, esta expansión puede relacionarse con los resultados reportados por otros autores, quienes atribuyen la expansión severa a una disminución rápida en la concentración de los álcalis y portlandita en la solución de los poros como consecuencia

de una reacción puzolánica y la incorporación de los álcalis en los productos hidratados del gel CSH ⁽²⁶¹⁾. Esto puede ser sustentado con los resultados de RC evaluados durante los primeros días, en los que se observa que a la temperatura de 60°C los concretos después de haber concluido el proceso de fraguado presentan una resistencia a la compresión del orden de los 40 MPa. Este valor es mucho mayor en comparación con el obtenido al primer día de curado donde se observó que la RC cae a 18.8 MPa.

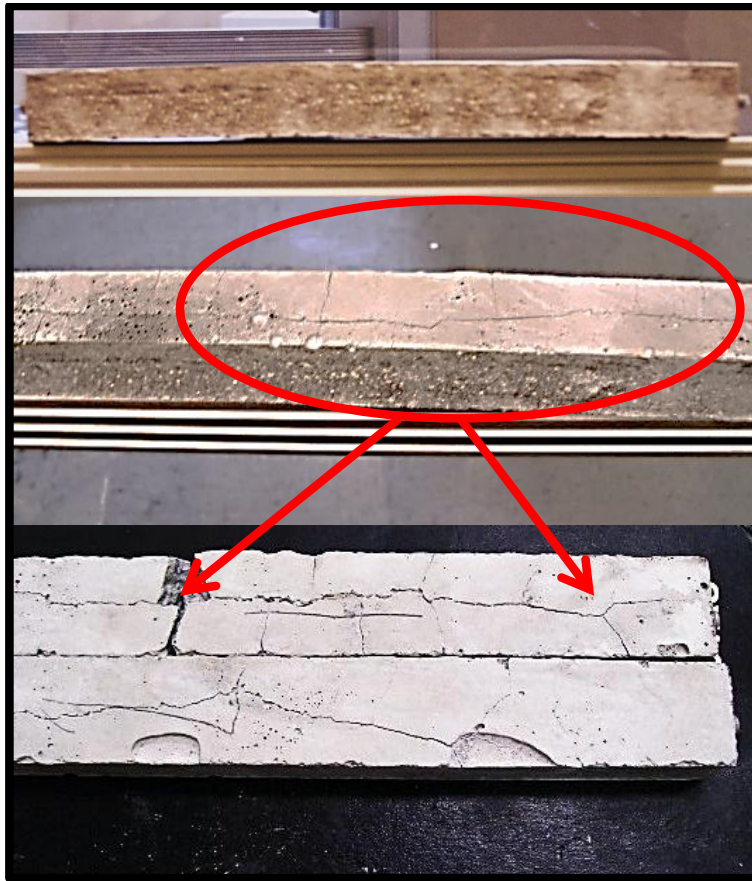


Figura 102.- Fenómeno de expansión mostrado en morteros rectangulares adicionados al 10% con NSG de 0% Cl' de que fueron curados a 60°C durante 28 días.

Esto sugiere que efectivamente el NSG como material puzolánico consumió la mayor cantidad de portlandita desarrollada por los cementos anhidros, así mismo los geles CHS producidos por éste y los cementos anhidros, consumieron los álcalis, quedando la solución de los poros libre de alcalinidad, promoviendo los valores de expansión antes citados; este comportamiento también ha sido observado en otras investigaciones ⁽²⁶²⁾.

En éstas se ha concluido que las pastas que presentan alta resistencia inicial, fomentan un gran potencial para desarrollar expansión a temperaturas elevada.

De acuerdo con los resultados de expansión mostrados en la **Figura 101A**, los morteros curados a 60°C se expandieron en aproximadamente 0.016% más con respecto a los morteros curados a 10 y 20°C. Dicho valor representa 40 veces más expansión con respecto al % de expansión manifestado en los morteros curados a 10°C y 20°C y 63 veces más de expansión con respecto al % de expansión mostrada por los morteros elaborados con 100% de CPC.

Respecto a los valores de expansión presentados por los morteros adicionados con 20 y 30% NSG, puede observarse que en las tres temperaturas de curado se observan valores de expansión que no son de relevancia, en el rango de 0.005 a 0.01% en el caso de los morteros curados a 10 y 20°C y en el rango de 0.01 a 0.015% para los curados a 60°C.

El mecanismo de expansión mostrado por los morteros adicionados al 10% no es el mismo y puede ser atribuido a que a 20 y 30 de reemplazo se formaron muchos aglomerados de NSG (**Figura 64** y **Figura 65**) de manera que velocidad de reacción entre la portlandita y la NSG fue menor, por tanto no se suscitó el fenómeno de expansión como en el caso de 10% R donde las partículas de NSG se encontraban más dispersas.

En la **Figura 101B**, es presentado el comportamiento exhibido por los morteros con NSG de 10% de cloruros totales. En ella es posible observar, de manera general, que a 10 y 20°C los morteros presentan con el paso del tiempo expansión, especialmente aquellos con 20% NSG. Esto puede estar directamente relacionado con el desarrollo y formación de la sal de Friedel, fase nociva que fue detectada en estas condiciones de temperatura y niveles de reemplazo, mediante DRX y MEB (**Figura 48** y **Figura 73**).

En las muestras curadas a 60 °C se puede apreciar que presentaron porcentajes de expansión más significativos en comparación con los mostrados a 10 y 20°C. Este

comportamiento también puede ser atribuido a la formación de la sal de Friedel exhibida a niveles de adición de 10 y 20% NSG (véase **Figura 48**).

En la **Figura 103** se presentan algunas probetas cilíndricas y rectangulares de morteros que fueron curados durante un periodo de 28 días. Ambos tipos de probetas fueron elaboradas con 20% NSG de 10 % de cloruros. Al realizar una exploración visual en los especímenes se apreció que las probetas curadas a 60°C presentaron severo agrietamiento (señalado con círculos y flechas en color rojo) en comparación con las probetas curadas a 10 y 20°C.



Figura 103.- Morteros cilíndricos y rectangulares adicionados al 20% con NSG de 10% Cl⁻ sometidos a un proceso de curado por 28 días en un ambiente de temperatura exposición de 10, 20 y 60°C.

Los morteros curados a 60°C presentaron una RC de 37.4 MPa al concluir su proceso de fraguado y al segundo día de curado dicha resistencia cayó a un valor de 13.7 MPa, por lo cual la expansión desarrollada por estos morteros puede ser atribuida a la alta resistencia desarrollada por estos morteros a edades iniciales y a la formación de sal de Friedel que es favorecida por la alta temperatura durante en los primeros días de curado,

ya que con el paso del tiempo de curado la SF tiende a desaparecer (véase **Figura 48**). Se ha reportado que dicha fase se desarrollaba en mayor cantidad a la temperatura de 60°C en comparación con la desarrollada a 20 y 40 ⁽²²⁴⁾.

La **Figura 101C** muestra el comportamiento de los morteros con NSG de 20% de Cl⁻ totales. De esta figura se puede mencionar que al igual a lo descrito anteriormente, con el incremento en el porcentaje de reemplazo, aumenta la expansión a todas las temperaturas de curado. Haciendo una comparación entre los morteros adicionados con NSG de 20% de Cl⁻ con respecto a los morteros de 100% CPC, ambos curados a 10°C, estos incrementos resultan ser en promedio superiores en: 0.025%, 0.035 y 0.0475% para 10, 20 y 30% NSG respectivamente.

También es posible observar que los morteros curados a 10°C presentan incrementos de expansión con respecto al tiempo de curado e incremento de adición del NSG mayores en comparación con los mostrados en los morteros curados a 20 °C y 60°C. Esto puede ser atribuido a la gran cantidad de cloruros de sodio y potasio adicionados durante el amasado los cuales al ser disueltos con el agua, los iones Na⁺ y K⁺ reaccionaron con los aglomerados de NSG y propiciaron el desarrollo del gel de reacción álcali sílice y iones Cl⁻ no adsorbidos por el gel CSH fomentaron la formación de sal de Friedel la cual de acuerdo con los DRX mostrados en la **Figura 49** tiende a desarrollarse en mayor cantidad con el paso del tiempo de curado.

Cabe señalar que la sal de Friedel es estable en el rango de temperatura de 5 a 40°C ⁽²⁶⁴⁾, por tanto el aporte de expansión de la SF a estos morteros va en incremento con el paso del tiempo ya que es estable a esta temperatura de curado, caso contrario a lo observado a la temperatura de 60°C donde la formación de la SF es desarrollada únicamente durante los primeros días de curado (fenómeno sustentado por DRX mostrado en la **Figura 49** y con el paso del tiempo tiende a desaparecer.

La **Figura 101D** presenta el comportamiento exhibido por los morteros que fueron adicionados con HS. De manera general, puede apreciarse que los morteros adicionados

con HS presentan valores muy similares de contracción a los 28 días de curado en comparación con los morteros elaborados con 100% de CPC y los morteros adicionados con NSG.

Las principales diferencias existentes entre los morteros adicionados con HS respecto a los adicionados con NSG, radica en que a niveles de reemplazo de 20 y 30% los morteros hechos con HS presentaron en sus tres temperaturas de curado un rango de contracción promedio de -0.015 a 0.01 (20%R) y de -0.002 a -0.012 (30%R), mientras que los elaborados con NSG presentaron un rango de contracción promedio de 0.002 a 0.01, éstas diferencias mínimas de contracción pueden estar relacionadas con la diferencia existente en el tipo de morfología de las partículas que poseen el HS y el NSG, de manera que el HS al poseer partículas esféricas su actividad puzolánica se ve favorecida en comparación con el NSG ya que éste no posee partículas esféricas, por lo tanto la actividad puzolánica se ve reflejada en una ganancia en la RC y contracción de los morteros.

Tabla 52.- Comparación de resultados de variación longitudinal obtenidos en morteros curados a 10°C, en los que se utilizó NSG de 0 % de CI⁻ totales como sustituto de CPC.

Días de Curado	Nivel de reemplazo de CPC (%)			
	0	10	20	30
0	0.00000	0.00000	0.00000	0.00000
1	0.00680	0.00567	0.01361	0.00737
3	0.01077	0.00567	0.00283	0.00510
7	-0.00170	0.00510	0.01927	0.02098
14	-0.00340	-0.00113	0.00964	0.00907
21	-0.00454	-0.00794	0.00794	-0.00057
28	-0.00454	-0.01134	0.00340	0.00397

Tabla 53.- Comparación de resultados de variación longitudinal obtenidos en morteros curados a 20°C, en los que se utilizó NSG de 0 % de CI⁻ totales como sustituto de CPC.

Días de Curado	Nivel de reemplazo de CPC (%)			
	0	10	20	30
0	0.00000	0.00000	0.00000	0.00000
1	0.00850	-0.00340	0.00737	0.00000
3	0.00964	-0.00567	-0.00283	0.00227
7	-0.00057	-0.00454	0.00964	0.01417
14	-0.00283	-0.01247	0.00340	0.00964
21	-0.00510	-0.01701	0.00227	0.00057
28	-0.00510	-0.02041	0.00113	0.00454

Tabla 54.- Comparación de resultados de variación longitudinal obtenidos en morteros curados a 60°C, en los que se utilizó NSG de 0 % de CI⁻ totales como sustituto de CPC.

Días de Curado	Nivel de reemplazo de CPC (%)			
	0	10	20	30
0	0.00000	0.00000	0.00000	0.00000
1	-0.00907	0.01644	0.00850	0.00283
3	0.00794	0.01531	0.00397	0.01361
7	-0.00340	0.02381	0.00113	0.00283
14	-0.00567	0.40306	0.01474	0.01814
21	-0.00283	0.39512	0.01304	0.00794
28	-0.00964	0.37925	0.01020	0.01134

Tabla 55.- Comparación de resultados de variación longitudinal obtenidos en morteros curados a 10°C, en los que se utilizó NSG de 10 % de CI⁻ totales como sustituto de CPC.

Días de Curado	Nivel de reemplazo de CPC (%)			
	0	10	20	30
0	0.00000	0.00000	0.00000	0.00000
1	0.00680	0.00794	0.01304	0.01701
3	0.01077	0.00397	0.00567	0.00227
7	-0.00170	-0.00397	0.00000	0.00510
14	-0.00340	0.00057	0.00907	0.01984
21	-0.00454	-0.00057	0.00454	0.01871
28	-0.00454	0.00283	0.01531	0.00397

Tabla 56.- Comparación de resultados de variación longitudinal obtenidos en morteros curados a 20°C, en los que se utilizó NSG de 10 % de Cl⁻ totales como sustituto de CPC.

Días de Curado	Nivel de reemplazo de CPC (%)			
	0	10	20	30
0	0.00000	0.00000	0.00000	0.00000
1	0.00850	0.00794	0.01077	0.02211
3	0.00964	0.00340	0.00624	0.00850
7	-0.00057	-0.00283	0.00170	0.01190
14	-0.00283	0.00113	0.00850	0.02324
21	-0.00510	0.00000	0.00567	0.02154
28	-0.00510	0.00340	0.01134	0.00510

Tabla 57.- Comparación de resultados de variación longitudinal obtenidos en morteros curados a 60°C, en los que se utilizó NSG de 10 % de Cl⁻ totales como sustituto de CPC.

Días de Curado	Nivel de reemplazo de CPC (%)			
	0	10	20	30
0	0.00000	0.00000	0.00000	0.00000
1	-0.00907	0.02041	0.01134	0.03288
3	0.00794	0.01927	0.02211	0.00624
7	-0.00340	0.00964	0.27041	0.00794
14	-0.00567	0.01701	0.56236	0.01474
21	-0.00283	0.01701	0.56463	0.01361
28	-0.00964	0.01927	0.57086	-0.00283

Tabla 58.- Comparación de resultados de variación longitudinal obtenidos en morteros curados a 10°C, en los que se utilizó NSG de 20 % de Cl⁻ totales como sustituto de CPC.

Días de Curado	Nivel de reemplazo de CPC (%)			
	0	10	20	30
0	0.00000	0.00000	0.00000	0.00000
1	0.00680	0.00680	0.00510	0.02324
3	0.01077	0.01247	0.01644	0.02664
7	-0.00170	0.01134	0.02268	0.03912
14	-0.00340	0.01587	0.02664	0.04762
21	-0.00454	0.01701	0.02778	0.05385
28	-0.00454	0.00454	0.03288	0.06009

Tabla 59.- Comparación de resultados de variación longitudinal obtenidos en morteros curados a 20°C, en los que se utilizó NSG de 20 % de Cl⁻ totales como sustituto de CPC.

Días de Curado	Nivel de reemplazo de CPC (%)			
	0	10	20	30
0	0.00000	0.00000	0.00000	0.00000
1	0.00850	0.01134	0.00340	0.02494
3	0.00964	0.01190	0.01871	0.02891
7	-0.00057	0.01190	0.02154	0.03515
14	-0.00283	0.01247	0.02041	0.03175
21	-0.00510	0.00964	0.01701	0.02608
28	-0.00510	-0.00454	0.01814	0.02494

Tabla 60.- Comparación de resultados de variación longitudinal obtenidos en morteros curados a 60°C, en los que se utilizó NSG de 20 % de Cl⁻ totales como sustituto de CPC.

Días de Curado	Nivel de reemplazo de CPC (%)			
	0	10	20	30
0	0.00000	0.00000	0.00000	0.00000
1	-0.00907	0.01701	0.00680	0.02494
3	0.00794	0.01417	0.01247	0.02721
7	-0.00340	0.01304	0.01757	0.02834
14	-0.00567	0.01701	0.01871	0.02098
21	-0.00283	0.01474	0.02041	0.02834
28	-0.00964	0.00510	0.02438	0.02721

Tabla 61.- Comparación de resultados de variación longitudinal obtenidos en morteros curados a 10°C, en los que se utilizó HS como sustituto de CPC.

Días de Curado	Nivel de reemplazo de CPC (%)			
	0	10	20	30
0	0.00000	0.00000	0.00000	0.00000
1	0.00680	0.00397	0.02268	0.01361
3	0.01077	0.00397	0.01361	0.00227
7	-0.00170	0.00227	0.01814	0.01020
14	-0.00340	-0.00907	0.01361	0.01190
21	-0.00454	-0.01587	0.01361	0.00794
28	-0.00454	-0.01701	0.00227	-0.00340

Tabla 62.- Comparación de resultados de variación longitudinal obtenidos en morteros curados a 20°C, en los que se utilizó HS como sustituto de CPC.

Días de Curado	Nivel de reemplazo de CPC (%)			
	0	10	20	30
0	0.00000	0.00000	0.00000	0.00000
1	0.00850	-0.01020	0.01531	0.00850
3	0.00964	-0.00397	0.00680	-0.00227
7	-0.00057	-0.00510	0.01247	0.00624
14	-0.00283	-0.00737	0.01190	0.00907
21	-0.00510	-0.00397	0.01020	0.00567
28	-0.00510	-0.02494	-0.00567	-0.00680

Tabla 63.- Comparación de resultados de variación longitudinal obtenidos en morteros curados a 60°C, en los que se utilizó HS como sustituto de CPC.

Días de Curado	Nivel de reemplazo de CPC (%)			
	0	10	20	30
0	0.00000	0.00000	0.00000	0.00000
1	-0.00907	-0.01361	0.02154	0.00680
3	0.00794	-0.00340	0.01247	-0.01361
7	-0.00340	-0.00283	0.01927	-0.00057
14	-0.00567	-0.00567	0.01247	0.00000
21	-0.00283	-0.00340	0.01304	-0.00510
28	-0.00964	-0.01474	0.00510	-0.01304

5.4.2.- Pruebas de porosidad

La **Figura 104** muestra los resultados obtenidos de porosidad total exhibida en los morteros con 0, 10 20 y 30 % NSG (0%, 10 y 20 % de cloruros totales) o HS, cuyos valores son mostrados en la **Tabla 64**. Los resultados indican que la porosidad total en los morteros incrementa con el nivel de reemplazo, la temperatura de curado y la concentración de los cloruros totales.

El efecto del porcentaje de nivel de reemplazo sobre el incremento en la porosidad puede estar relacionado con el tamaño de partícula ultrafino que posee el NSG (~20 nm), demandando una gran cantidad de agua, afectando la trabajabilidad de las mezclas, promoviendo la formación de aglomerados y por tanto la falta de homogeneidad en la mezcla. Esto se acentuó con el incremento en la cantidad de NSG utilizado.

Basados en el gráfico de la **Figura 104A**, los morteros 30% NSG y 0% de Cl^- , superan en porosidad a los morteros con 100% CPC en un 11.8% referente a los morteros curados a 10°C, 14% para los curados a 20°C y 15% para los curados a 60°C. Un comportamiento similar puede observarse en los morteros con HS ya que a un 30 % de adición de HS (**Figura 104D**), los morteros superan en porosidad a aquellos con 100% CPC en un 16.6% 24.2% y 18.6%, curados a 10, 20 y 60°C respectivamente.

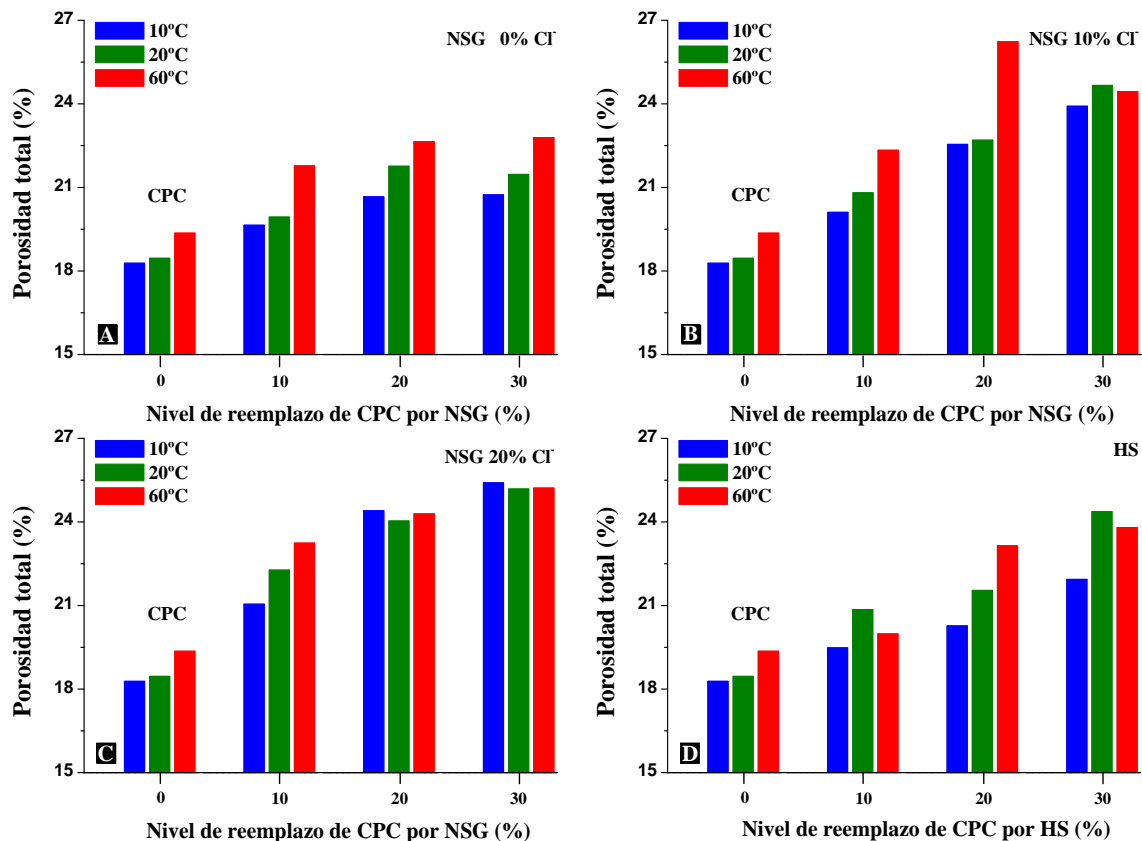


Figura 104.- Resultados de pruebas de porosidad total realizadas en morteros curados hasta 28 días. A) Morteros de NSG de 0% Cl^- , B) Morteros de NSG de 10% Cl^- , C) Morteros de NSG de 20% Cl^- , D) Morteros de HS.

Los resultados de porosidad concuerdan con los resultados de expansión antes discutidos, así como con los resultados de RC. Sin embargo, cabe señalar que los morteros con NSG y HS, prometen densificar la matriz cementante como una consecuencia de la reacción puzolánica (tal y como fue observado en los resultados obtenidos en concretos adicionados con estos materiales y que previamente fueron discutidos), por lo que es de esperarse que a edades más avanzadas, la porosidad de los morteros con NSG y HS sea inferior a aquella presentada por morteros elaborados con 100% CPC.

El efecto del incremento en la porosidad con el aumento en la cantidad de cloruros puede ser atribuido a la rápida hidratación de los cloruros absorbiendo una gran cantidad de agua y afectando la trabajabilidad de la mezcla, de manera que los morteros con 30% NSG de 10% de cloruros (**Figura 104B**) superan en porosidad a los morteros con 100% CPC en un 23, 25.18 y 20% curados a 10, 20 y 60°C respectivamente.

En los morteros con 20% NSG y 20% Cl^- (**Figura 104C**), la porosidad desarrollada fue aún mayor, observándose un incremento con respecto a aquellos con 100% CPC de: 28, 26.7 y 23% curados a 10, 20 y 60°C.

Por otro lado, el incremento de la porosidad en los morteros con respecto a la temperatura de curado, puede ser atribuido a la aceleración en las reacciones de hidratación de los materiales cementantes, la cual fomentó la formación de una capa densa de productos de hidratación alrededor de los granos de cemento parcialmente reaccionados, reduciendo la reacción posterior e impactando en la producción de CSH.

Lo anterior ocasionó que se formara una matriz cementante heterogénea y fomentó una elevada porosidad. De esta manera, los morteros con 100% CPC y curados a 60°C superan en el valor de porosidad en un 5.5% y 4.6% a los morteros curados a 10°C y 20°C respectivamente. Un comportamiento similar exhiben los morteros con NSG de 0% de cloruros totales, de manera que a un 30% de reemplazo los morteros curados a 60°C superan en el valor de porosidad en un 9 y 5.7% en comparación con los morteros

curados a 10 y 20°C respectivamente. Este fenómeno es también observado en los morteros con NSG de 10 y 20% de cloruros totales acentuándose en los morteros adicionados con 20% de cloruros.

Tabla 64.- Comparación de resultados de porosidad total abierta (%) obtenidos en los diferentes morteros que fueron curados a 28 días.

	Temperatura de curado (°C)				
	10	20	60		
CPC	18.28	18.46	19.36	0	Nivel de Reemplazo de CPC por NSG o HS (%)
NSG 0% de Cl⁻	19.64	19.94	21.77	10	
	20.66	21.76	22.64	20	
	20.73	21.47	22.79	30	
NSG 10% de Cl⁻	20.11	20.81	22.34	10	
	22.55	22.70	26.23	20	
	23.92	24.66	24.44	30	
NSG 20% de Cl⁻	21.05	22.27	23.24	10	
	24.40	24.04	24.29	20	
	25.41	25.18	25.22	30	
HS	19.48	20.85	19.98	10	
	20.27	21.54	23.15	20	
	21.94	24.37	23.80	30	

5.4.3.- Pruebas de resistencia a la compresión

El comportamiento exhibido por los diferentes diseños de mezclas de morteros rectangulares en las pruebas de variación longitudinal y porosidad total, es sustentado con los resultados de RC obtenidos de los ensayos realizados en morteros cilindricos, valores que son presentados en **Tabla 65** y con estos datos se efectuaron los graficados que son mostrados en la **Figura 105**.

De manera general puede apreciarse que la RC de los morteros decrece con la temperatura de curado y el nivel de cloruros. Referente al nivel de adición de NSG o HS (**Figura 105A** y **Figura 105D**), puede observarse que solo a 10% sustitución, se consiguieron resistencias relativamente mayores a las presentadas por los morteros elaborados con 100% CPC.

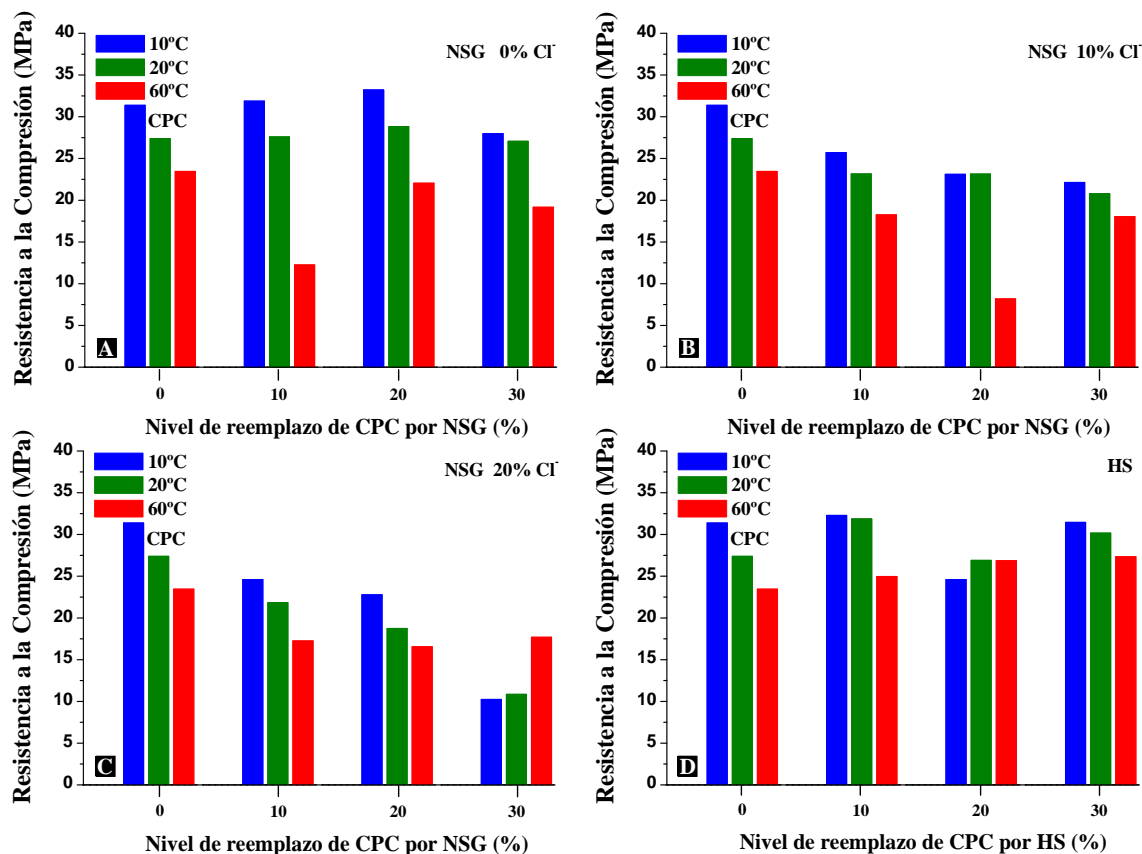


Figura 105.- Resultados de resistencia a la compresión obtenidos en morteros curados hasta 28 días. A) Morteros de NSG de 0% Cl, B) Morteros de NSG de 10% Cl, C) Morteros de NSG de 20% Cl, D) Morteros de HS.

También puede observarse en las **Figura 105B** y **Figura 105D** una drástica caída en los valores de RC con respecto al incremento en la adición de cloruros totales a las mezclas de morteros. Este comportamiento en la caída de la RC es atribuido a los fenómenos de formación de gel de reacción álcali sílice y sal de Friedel desarrollados en este tipo de morteros, los cuales pueden apreciarse en la **Figura 106**.

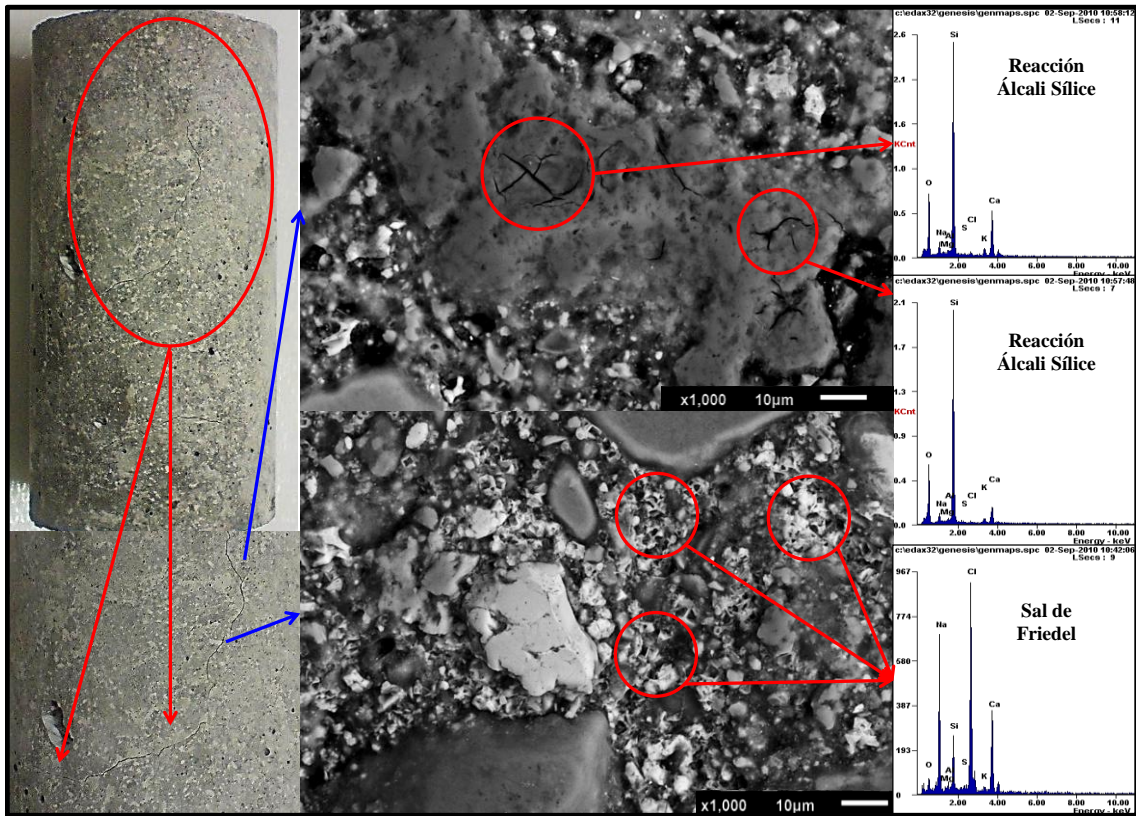


Figura 106.- Fenómeno de expansión donde se presenta la formación del gel de reacción álcali sílice y sal de Friedel en morteros cilíndricos adicionados con cloruros.

Tabla 65.- Comparación de resultados de resistencia a la compresión (MPa) obtenidos en los diferentes morteros que fueron curados a 28 días.

	Temperatura de curado (°C)				
	10	20	60		
CPC	31.38	27.39	23.46	0	Nivel de Reemplazo de CPC por NSG o HS (%)
NSG 0% de Cl⁻	31.88	27.60	12.25	10	
	33.22	28.82	22.05	20	
	27.98	27.07	19.17	30	
NSG 10% de Cl⁻	25.70	23.16	18.25	10	
	23.11	23.14	8.18	20	
	22.13	20.79	18.04	30	
NSG 20% de Cl⁻	24.60	21.83	17.25	10	
	22.78	18.75	16.56	20	
	10.24	10.86	17.69	30	
HS	32.29	31.87	24.97	10	
	24.61	26.91	26.86	20	
	31.45	30.18	27.34	30	

CAPÍTULO VI

DISCUSIONES GENERALES

Como se mencionó en el capítulo 3, el objetivo principal de este trabajo fue evaluar el efecto de la incorporación del NSG sobre la durabilidad de morteros y concretos base cemento portland mediante la determinación de las propiedades mecánicas, evolución mineralógica y evaluación microestructural

Para ello, se dio un seguimiento a las reacciones de hidratación, haciendo énfasis en el aporte que brinda el NSG en ellas, así como en el desencadenamiento de la formación de fases nocivas como Sal de Friedel, Reacción Álcali Sílice y Etringita tardía.

También se analizaron los efectos que fomenta el NSG sobre la resistencia a la penetración del CO₂, la pasivación o despasivación de aceros estructurales embebidos en morteros, así como en los fenómenos de contracción o expansión de éstos.

De manera general y tomando en cuenta los resultados discutidos en el capítulo 5 es posible decir que el residuo de nanosílice geotérmica es un material promisorio para ser utilizado como un material de sustitución parcial de cemento portland en la elaboración de morteros y concretos reforzados ya que posee excelentes propiedades puzolánicas, las cuales son similares a las del humo de sílice, el cual es un material ampliamente utilizado en el mercado actual.

Este comportamiento puzolánica fue observado tras efectuar un análisis mediante DRX de las reacciones de hidratación de las diferentes mezclas elaboradas en esta investigación. Dicho análisis reveló que el NSG es un material altamente puzolánico, tal y como puede corroborarse en la **Figura 107**, para muestras curadas por 360 días. Los valores empleados fueron obtenidos mediante la medición de las intensidades (cuentas

por segundo “cps”) del CH efectuadas en cada DRX (véase la **Tabla 66**, **Tabla 67**, **Tabla 68** y **Tabla 69**).

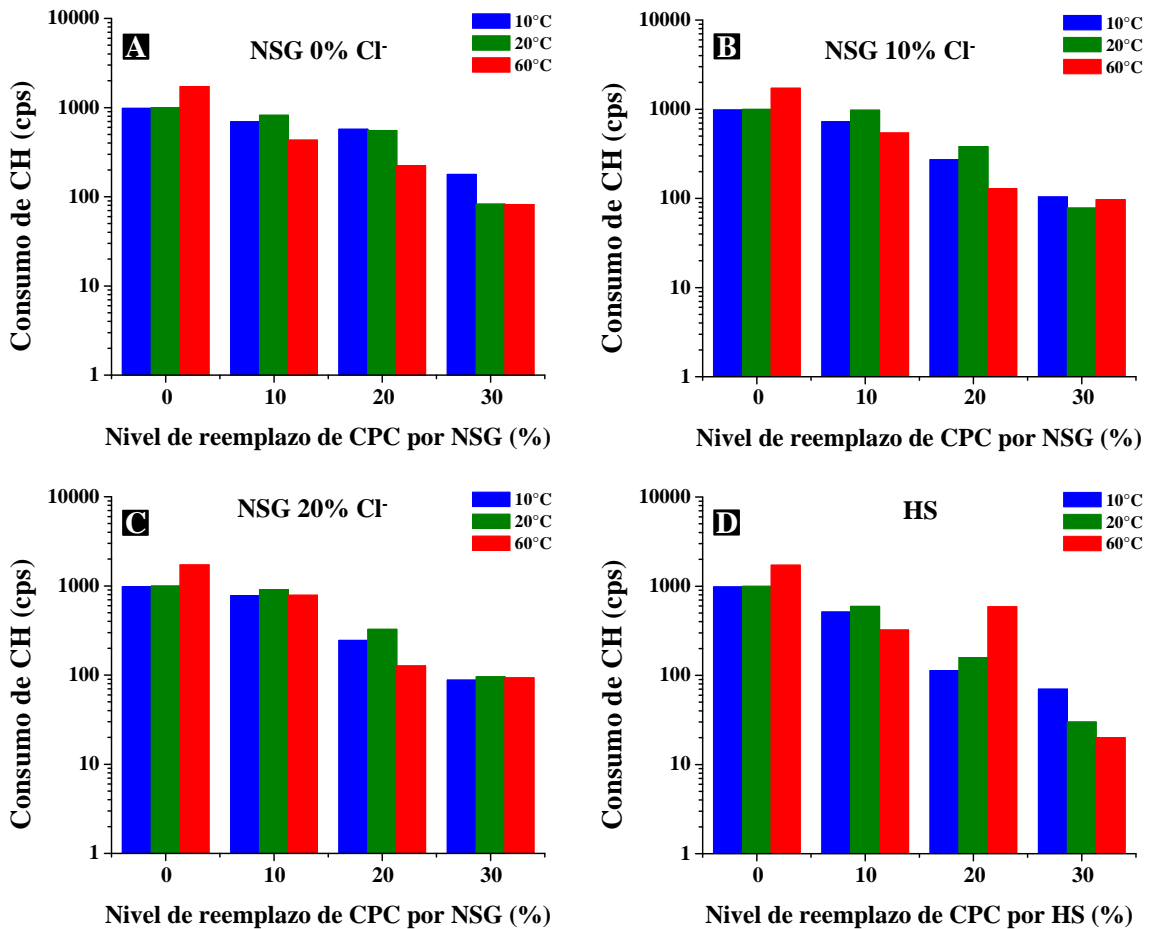


Figura 107.- Consumo de hidróxido de calcio en concretos curados a 360 días en ambientes de 10, 20 y 60°C: A) Concretos adicionados con NSG de 0% Cl⁻, B) Concretos adicionados con NSG de 10% Cl⁻, C) Concretos adicionados con NSG de 20% Cl⁻, D) Concretos adicionados con HS.

En la **Figura 107A-C** se comprueba que el NSG (de 0, 10 y 20% de cloruros totales) consume CH para producir gel CSH; este consumo se incrementa con el nivel de reemplazo. El mismo comportamiento sucede con la adición del HS tal como puede observarse en la **Figura 107D**. Además, es posible observar que la temperatura de curado repercute significativamente en el grado de producción de CH de los materiales cementantes ya que genera una aceleración en los procesos de hidratación, de manera que los concretos elaborados con 100% de CPC curados a 60°C liberan mayor cantidad de CH (fenómeno observado a edades iniciales de 3 días de curado) en comparación

con los curados a bajas temperaturas (10 y 20°C) y esta aceleración en los procesos de hidratación también se presenta en presencia de los materiales puzolánicos, NSG y HS, ya que éstos tienden a reaccionar rápidamente con el CH, actuando como sitios de nucleación.

Sin embargo, a edades de curado avanzadas, el efecto de la reacción inicial rápida ocasiona que se forme una capa de productos de reacción limitante que restringe las reacciones posteriores para formar CSH adicional. Sin embargo la generación de CH mediante las reacciones de hidratación y su consumo debido a la reacción puzolánica son acelerados por la temperatura. De ahí entonces se genera una competencia en el efecto que tiene la temperatura en los sistemas estudiados.

Este consumo de CH por parte de los materiales puzolánicos evaluados, como se ha discutido, genera CSH, el causante de brindar un incremento en la resistencia mecánica de los concretos. De esta forma es posible relacionar el consumo de CH con la RC como se muestra en **Figura 108**. Los gráficos mostrados en dicha figura fueron obtenidos de los valores mostrados en la **Tabla 70**, **Tabla 71**, **Tabla 72** y **Tabla 73**. Los puntos 1, 2 y 3 mostrados en ésta figura representan las temperaturas de curado 10, 20 y 60°C respectivamente, y en ella puede apreciarse de manera general que en todos los concretos adicionados el CH tiende a disminuir con respecto al incremento en el nivel de reemplazo de CPC por NSG o HS.

Tabla 66.- Consumo de hidróxido de calcio con respecto al nivel de reemplazo de CPC por NSG de 0% de Cl⁻ totales.

	Temperatura (°C)			Consumo de CH (cps)
	10	20	60	
100% de CPC	980	1000	1722	
10%R de NSG, 0%Cl ⁻	693	821	431	
20%R de NSG, 0%Cl ⁻	572	553	224	
30%R de NSG, 0%Cl ⁻	178	83	82	

Tabla 67.- Consumo de hidróxido de calcio con respecto al nivel de reemplazo de CPC por NSG de 10% de Cl⁻ totales.

	Temperatura (°C)			
	10	20	60	
100% de CPC	980	1000	1722	Consumo de CH (cps)
10%R de NSG, 10%Cl⁻	726	975	542	
20%R de NSG, 10%Cl⁻	271	381	129	
30%R de NSG, 10%Cl⁻	104	78	97	

Tabla 68.- Consumo de hidróxido de calcio con respecto al nivel de reemplazo de CPC por NSG de 20% de Cl⁻ totales.

	Temperatura (°C)			
	10	20	60	
100% de CPC	980	1000	1722	Consumo de CH (cps)
10%R de NSG, 20%Cl⁻	777	909	786	
20%R de NSG, 20%Cl⁻	245	327	127	
30%R de NSG, 20%Cl⁻	88	96	93	

Tabla 69.- Consumo de hidróxido de calcio con respecto al nivel de reemplazo de CPC por HS.

	Temperatura (°C)			
	10	20	60	
100% de CPC	980	1000	1722	Consumo de CH (cps)
10%R de HS	512	593	322	
20%R de HS	113	158	589	
30%R de HS	70	30	20	

Por otro lado, en los gráficos correspondientes a la adición de NSG de 0% de Cl⁻ (**Figura 108A**) y HS (**Figura 108D**) se observa que la reducción del CH está directamente relacionada con el incremento en la adición de estos materiales, ya que, conforme se reduce la cantidad de CH, se promueve un incremento en la resistencia mecánica de los concretos como consecuencia de una mayor cantidad de CSH producido por la reacción puzolánica. También puede apreciarse en los gráficos de la **Figura 108B** y **Figura 108C** que el CH disminuye con respecto al nivel de adición del NSG, sin embargo la RC tiende a disminuir, fenómeno discutido en la sección de resultados de RC (véase **pag. 110**). El consumo del CH se atribuyó a la formación de fases nocivas como es el caso de SF (10 y 20°C) y FTE (60 °C).

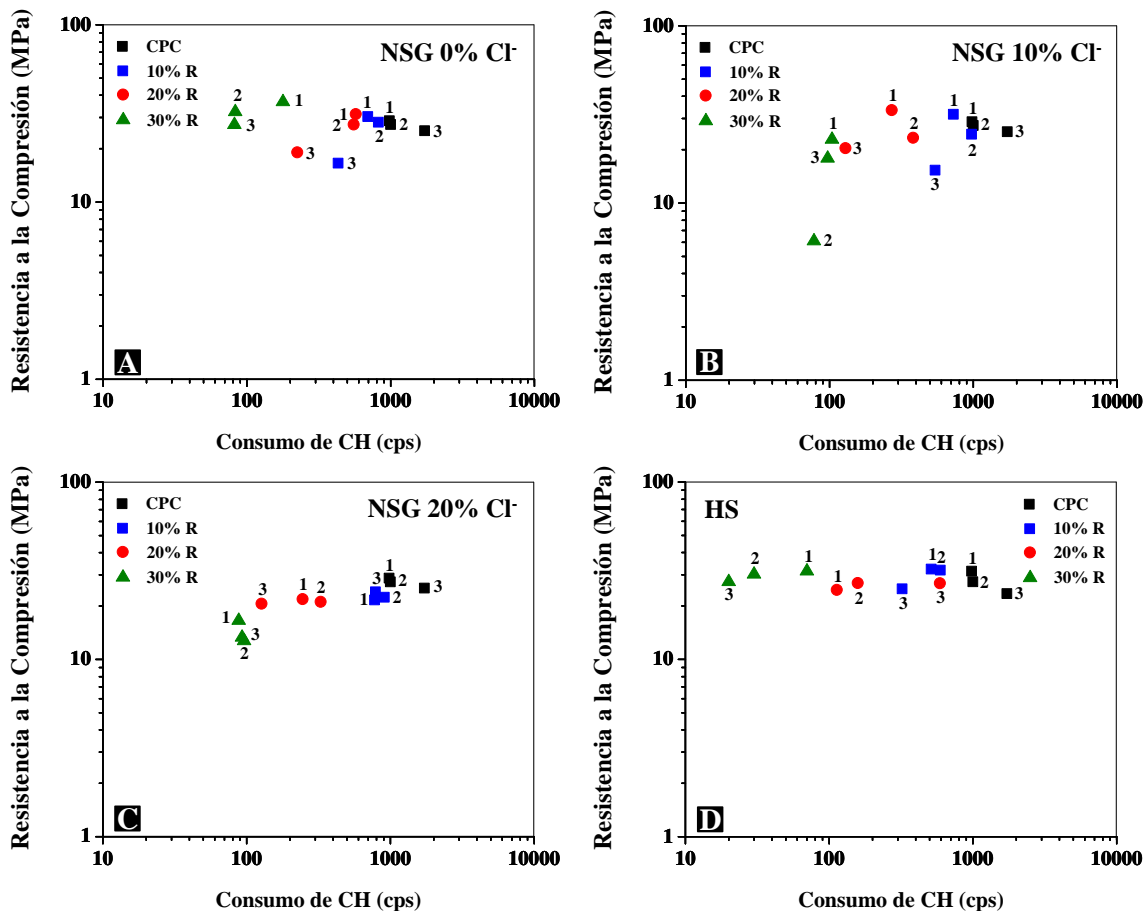


Figura 108.- Relación existente entre el hidróxido de calcio y la resistencia mecánica de concretos curados a 360 días en ambientes de 10 (1), 20 (2) y 60°C (3): A) Concretos adicionados con NSG de 0%Cl⁻, B) Concretos adicionados con NSG de 10%Cl⁻, C) Concretos adicionados con NSG de 20%Cl⁻, D) Concretos adicionados con HS.

Tabla 70.- Relación existente entre el consumo de hidróxido de calcio y la resistencia a la comparación de concretos elaborados con NSG de 0% de Cl⁻ totales.

		Temperatura (°C)		
		10	20	60
100% de CPC	CH (cps)	980	1000	1722
	RC (MPa)	28.70	27.37	25.26
10%R de NSG, 0%Cl ⁻	CH (cps)	693	821	431
	RC (MPa)	30.36	28.19	16.58
20%R de NSG, 0%Cl ⁻	CH (cps)	572	553	224
	RC (MPa)	31.30	27.34	19.04
30%R de NSG, 0%Cl ⁻	CH (cps)	178	83	82
	RC (MPa)	36.77	32.25	27.31

Tabla 71.- Relación existente entre el consumo de hidróxido de calcio y la resistencia a la comparación de concretos elaborados con NSG de 10% de Cl⁻ totales.

		Temperatura (°C)		
		10	20	60
100% de CPC	CH (cps)	980	1000	1722
	RC (MPa)	28.70	27.37	25.26
10%R de NSG, 10%Cl ⁻	CH (cps)	726	975	542
	RC (MPa)	31.70	24.45	15.32
20%R de NSG, 10%Cl ⁻	CH (cps)	271	381	129
	RC (MPa)	33.43	23.37	20.42
30%R de NSG, 10%Cl ⁻	CH (cps)	104	78	97
	RC (MPa)	22.87	6.11	17.85

Tabla 72.- Relación existente entre el consumo de hidróxido de calcio y la resistencia a la comparación de concretos elaborados con NSG de 20% de Cl⁻ totales.

		Temperatura (°C)		
		10	20	60
100% de CPC	CH (cps)	980	1000	1722
	RC (MPa)	28.70	27.37	25.26
10%R de NSG, 20%Cl ⁻	CH (cps)	777	909	786
	RC (MPa)	21.66	22.44	24.05
20%R de NSG, 20%Cl ⁻	CH (cps)	245	327	127
	RC (MPa)	21.85	21.13	20.64
30%R de NSG, 20%Cl ⁻	CH (cps)	88	96	93
	RC (MPa)	16.56	12.72	13.32

Tabla 73.- Relación existente entre el consumo de hidróxido de calcio y la resistencia a la compresión de concretos elaborados con HS.

		Temperatura (°C)		
		10	20	60
100% de CPC	CH (cps)	980	1000	1722
	RC (MPa)	31.38	27.39	23.46
10%R de HS	CH (cps)	512	593	322
	RC (MPa)	32.29	31.87	24.97
20%R de HS	CH (cps)	113	158	589
	RC (MPa)	24.61	26.91	26.86
30%R de HS	CH (cps)	70	30	20
	RC (MPa)	31.45	30.18	27.34

Lo anterior, también se sustenta con los resultados obtenidos mediante MEB ya que fue observado un mayor grado de hidratación en los concretos con reemplazo; estos últimos presentaron una menor cantidad de cemento anhidro y mayor cantidad de productos de reacción; por ende una disminución en la porosidad e incremento en la densificación de la matriz. Además los productos de reacción del NSG (observados como anillos en aglomerados de sílice), presentaron relaciones Si/Ca dentro del rango en el que se encuentra la composición del gel CSH producido por el cemento; esto bajo las 3 condiciones de curado utilizadas.

Tabla 74.- Relación existente entre Si/Ca y Al/Ca correspondientes a los análisis puntuales realizado por la técnica de EDS a productos internos de concretos que fueron curados a 10, 20 y 60°C durante 365 días.

		Temperatura (°C)		
		10	20	60
100% de CPC	Si/Ca (% At.)	0.64	0.48	0.58
	Al/Ca (% At.)	0.07	0.07	0.05
20%R de NSG, 0%CI	Si/Ca (% At.)	0.67	0.92	1.15
	Al/Ca (% At.)	0.14	0.10	0.09
20%R de NSG, 10%CI	Si/Ca (% At.)	0.60	0.69	1.15
	Al/Ca (% At.)	0.07	0.06	0.06
20%R de HS	Si/Ca (% At.)	0.79	0.51	0.85
	Al/Ca (% At.)	0.08	0.05	0.11

Esto se puede constatar al analizar en el gráfico mostrado en la **Figura 109** el cual fue generado a partir del promedio de las relaciones Si/Ca (véase **Tabla 74**) obtenidas de los análisis de los PI efectuados en diferentes tipos de concretos.

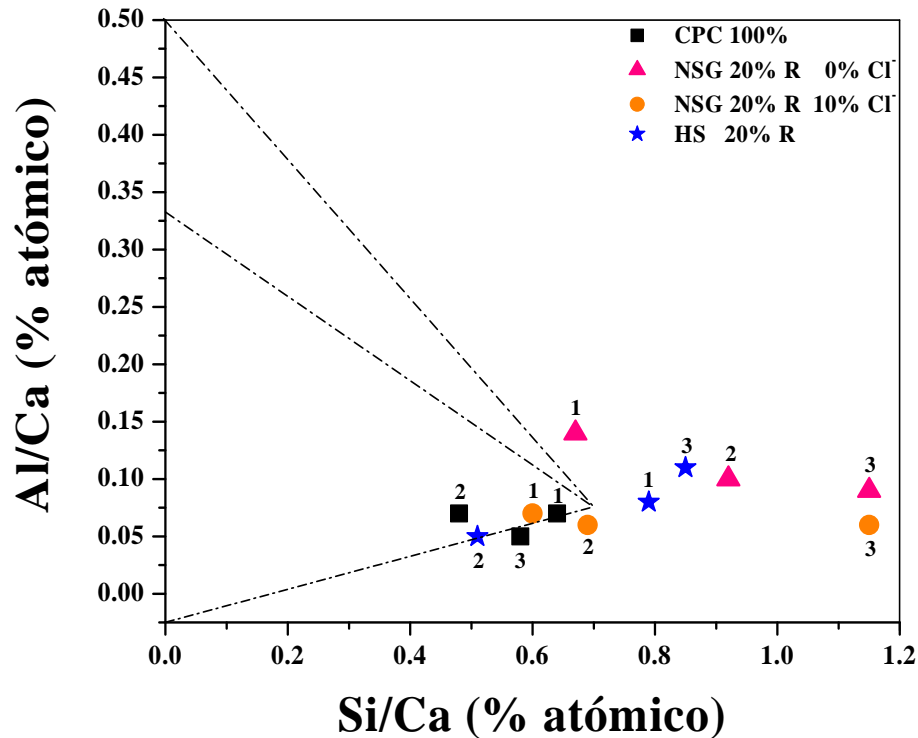


Figura 109.- Relación existente entre Si/Ca y Al/Ca correspondientes a los análisis puntuales realizado por la técnica de EDS a productos internos de concretos que fueron curados a 10 (1), 20 (2) y 60°C (3) durante 365 días.

Por otro lado, el efecto del NSG en la densificación de la matriz cementante también observado mediante los resultados obtenidos de los ensayos electroquímicos, ya que las varillas embebidas en morteros adicionados hasta un 30% de NSG por CPC presentaron una estabilidad en su capa pasiva la cual fue formada durante los procesos de hidratación de los materiales cementantes con el paso del tiempo, de manera que los resultados electroquímicos monitoreados como el potencial de corrosión, velocidad de corrosión y resistividad exhibieron valores de corrosión despreciables tal y como es demostrado en el gráfico mostrado en la **Figura 110**.

En dicha figura se representan los valores medios de resistividad contra los valores medios de velocidad de corrosión (véase **Tabla 75**). Los puntos concentrados en el interior de las elipses limitadas en color azul, presentaron niveles de corrosión despreciables y en algunos casos altos valores en la resistividad (elipses limitadas en color rosa). Estos puntos corresponden a morteros no adicionados (100% de CPC) y adicionados hasta un 30% de reemplazo de NSG por CPC. La alta resistividad exhibida revela que el NSG ha fungido como un material puzolánico fomentando una densificación de la matriz cementante, acelerando la reacción del cemento al actuar como sitios de nucleación y además funcionó como microfiller obstruyendo los poros, logrando de esta manera impedir el paso de la corriente, reflejada en valores altos de resistividad.

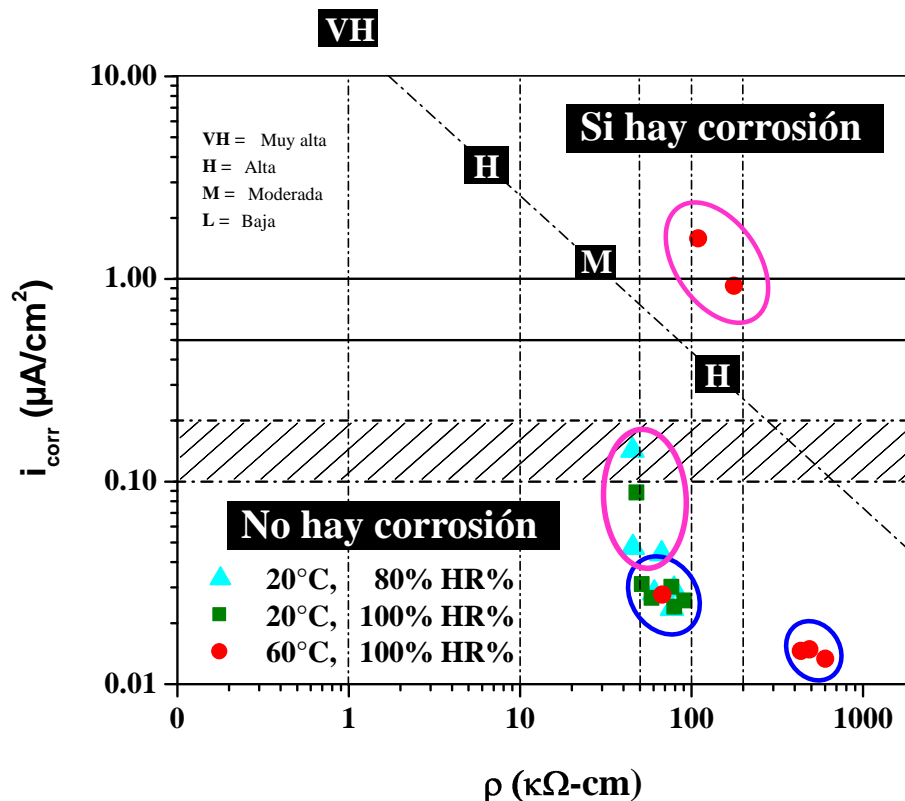


Figura 110.- Relación existente entre la resistividad (ρ) de morteros y la velocidad de corrosión (i_{corr}) de varillas embebidas en morteros curados en ambientes de 20 (80 y 100% HR) y 60°C (100% HR).

También, en dicho gráfico es posible observar la presencia de puntos aislados, los cuales corresponden a morteros que fueron adicionados con cloruros (0.4 y 1%) y fomentaron

riesgos de corrosión. Este riesgo de corrosión fue favorecido con una baja humedad relativa (80%) ya que promueve el paso del O_2 debido a que no existe una saturación de agua en los poros de la matriz cementante de los morteros. Este riesgo se fue acentuado a altas temperaturas de curado ($60^\circ C$) debido a una aceleración en los procesos de hidratación iniciales, así como una mayor movilidad de los los iones en la solución de los poros.

Tabla 75.- Relación existente entre la resistividad (ρ) de morteros y la velocidad de corrosión (i_{corr}) de varillas embebidas en morteros curados en ambientes de 20 (80 y 100% HR) y $60^\circ C$ (100% HR).

		Ambiente de exposición		
		20°C, 80% HR	20°C, 100% HR	60°C, 100% HR
100% de CPC	ρ ($k\Omega\text{-cm}$)	60.62	59.31	68.38
	i_{corr} ($\mu A/cm^2$)	0.02812	0.02634	0.02731
10%R de NSG, 0%Cl ⁻	ρ ($k\Omega\text{-cm}$)	76.85	80.39	612.45
	i_{corr} ($\mu A/cm^2$)	0.02358	0.02379	0.01318
20%R de NSG, 0%Cl ⁻	ρ ($k\Omega\text{-cm}$)	78.92	92.21	440.86
	i_{corr} ($\mu A/cm^2$)	0.02934	0.02555	0.01440
30%R de NSG, 0%Cl ⁻	ρ ($k\Omega\text{-cm}$)	66.87	77.49	495.47
	i_{corr} ($\mu A/cm^2$)	0.04395	0.02982	0.01464
10%R de NSG, 0.4%Cl ⁻	ρ ($k\Omega\text{-cm}$)	45.48	52.10	179.35
	i_{corr} ($\mu A/cm^2$)	0.04720	0.03073	0.91302
10%R de NSG, 1%Cl ⁻	ρ ($k\Omega\text{-cm}$)	45.20	48.44	110.96
	i_{corr} ($\mu A/cm^2$)	0.14249	0.08702	1.56386

Aunado a lo anterior, el mejoramiento que promueve el NSG en las propiedades de mecánicas y de durabilidad, fue corroborado con los resultados obtenidos en las pruebas de carbonatación acelerada realizadas en concretos curados a 360 días en una ambiente de $20^\circ C$. De esta manera, al adicionar el NSG en un 10% los concretos se vuelven menos propensos al paso del CO_2 exhibiendo menor profundidad y velocidad de carbonatación en comparación con la presentada en concretos elaborados con 100% de CPC.

Además, este mejoramiento en las propiedades es sustentado con los resultados de las pruebas de expansión donde fue observado que los especímenes que fueron adicionados

con NSG y HS, presentaron niveles de contracción inferiores a los exhibidos por los concretos elaborados con 100% de CPC.

Por otro lado, además de la bondades que bajo ciertas condiciones puede proporcionar la incorporación del NSG como material de reemplazo parcial de CPC, también éste material puede ser perjudicial si no se le hace un acondicionamiento previo a su uso ya que si es adicionado a las mezclas de concretos en conjunto con los cloruros de sodio y potasio, fomenta el desarrollo de fases nocivas como sal de Friedel, gel de reacción álcali sílice y etringita tardía. Esto se observó a altas concentraciones de cloruros mediante DRX y MEB-EDS.

La formación de estas fases también se relacionó con los resultados de seguimiento en la variación longitudinal y resistencia a la compresión efectuada en morteros. En la **Figura 111**, se muestra la relación existente entre el % de expansión (valor que representa la media de los valores de expansión obtenidos para cada mortero evaluado) y la RC. En dicha figura los puntos 1, 2 y 3 representan las temperaturas de curado 10, 20 y 60°C respectivamente, de acuerdo a los valores mostrados en la **Tabla 76**, **Tabla 77**, **Tabla 78** y **Tabla 79**. Los resultados indicaron que a mayor grado de expansión, la RC disminuyó, como era de esperarse.

Por otro lado, también se observa que el incremento en la temperatura de curado fomenta un aumento en % de expansión y se reducen los valores de RC de los morteros. Además, conforme se incrementan los cloruros (NSG de 10 y 20% de Cl⁻), aumenta el % de expansión y se reduce la RC, efecto notado en los puntos señalados con 1 (10°C) y 2 (20°C). De acuerdo con los resultados de DRX y MEB se atribuye a la formación de RAS y SF. Este mismo comportamiento pero en mayor acentuación se presenta en los puntos señalados con 3 (60°C).

Finalmente, en esta investigación fue confirmado que la temperatura de curado tiene una influencia directa en los procesos de hidratación de los materiales cementantes, lo cual fue evidenciado bajo las diferentes técnicas de caracterización aplicadas en el transcurso

de esta investigación. Los concretos curados a edades iniciales (1-3 días) y empleando temperaturas de curado altas (60°C), manifestaron valores muy altos de RC en comparación con los obtenidos a 10°C y 20°C, sobre todo en los concretos adicionados con 30% de NSG. Sin embargo, a pesar de que los concretos mostraron excelentes prestaciones a edades tempranas, a edades tardías, dichos concretos manifestaron una reducción en los valores de RC, sobre todo en aquellos concretos que fueron adicionados con altas concentraciones de cloruros totales.

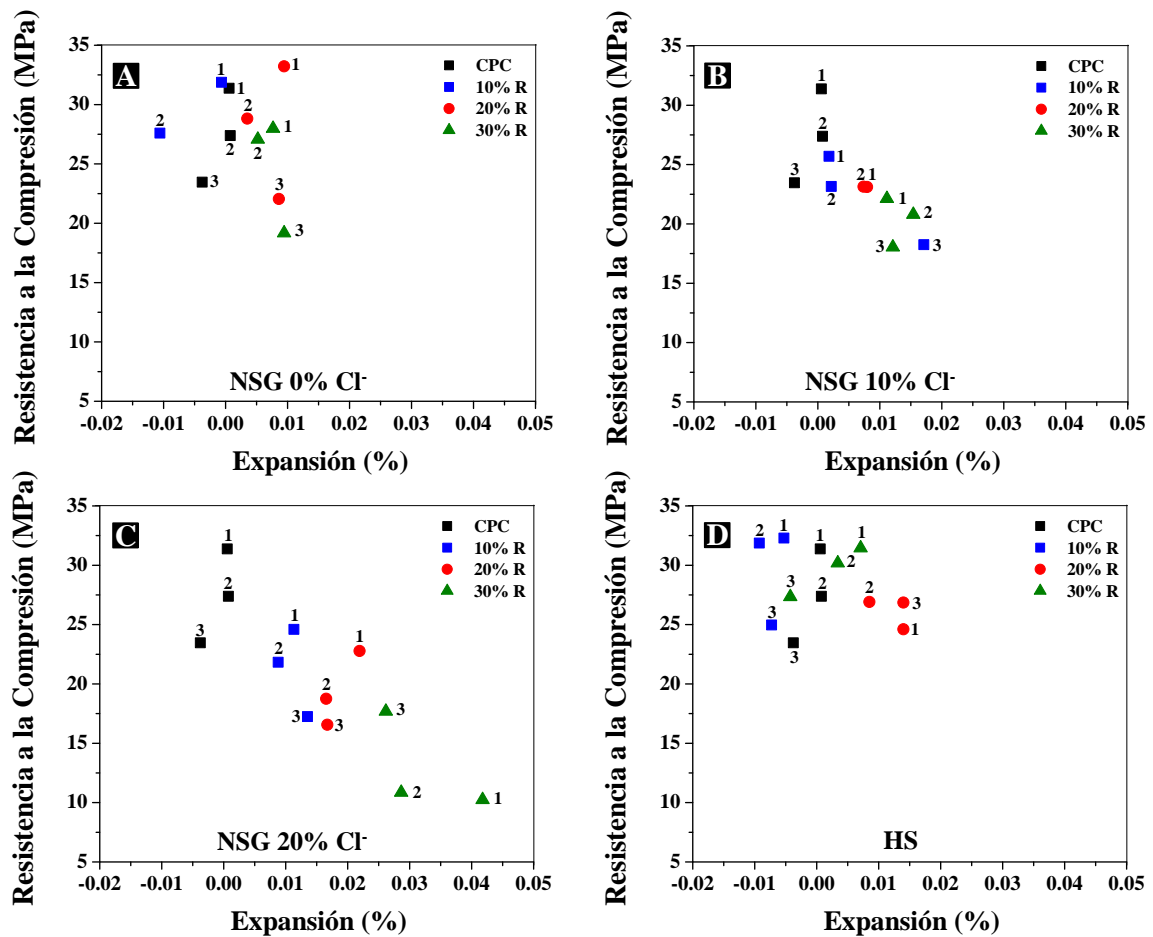


Figura 111.- Relación existente entre el % de expansión y la resistencia mecánica de morteros curados a 28 días en ambientes de 10 (1), 20 (2) y 60°C (3): A) Morteros adicionados con NSG de 0%Cl⁻, B) Morteros adicionados con NSG de 10%Cl⁻, C) Morteros adicionados con NSG de 20%Cl⁻, D) Morteros adicionados con HS.

Esto fue atribuido a los fenómenos de contracción por secado, así como al desarrollo de la formación tardía de etringita, producto de la lixiviación de la sal de Friedel formada a

edades tempranas en los concretos curados a altas temperaturas. Esto concuerda con los resultados obtenidos en DRX y MEB, mediante los cuales se corrobora la presencia de FTE en los concretos con altos contenidos de cloruros.

Adicionalmente, de acuerdo con los resultados de variación de la longitud, el empleo de altas temperaturas de curado reduce las propiedades mecánicas y la durabilidad de los morteros y concretos. Al ser sometidas a un curado de 60°C las muestras presentaron altos niveles de expansión en comparación con los exhibidos a 10 y 20°C. Se observó también que la temperatura de curado alta fomenta el desarrollo de una mayor cantidad de porosidad, lo que se ve favorecido con el incremento en la concentración de los cloruros totales en los morteros.

Tabla 76.- Relación existente entre el % de expansión y la resistencia a la comparación de morteros elaborados con NSG de 0% de Cl⁻ totales.

		Temperatura (°C)		
		10	20	60
100% de CPC	E (%)	0.00057	0.00076	-0.00378
	RC (MPa)	31.38	27.39	23.46
10%R de NSG, 0%Cl⁻	E (%)	-0.00066	-0.01058	0.20550
	RC (MPa)	31.88	27.60	12.25
20%R de NSG, 0%Cl⁻	E (%)	0.00945	0.00350	0.00860
	RC (MPa)	33.22	28.82	22.05
30%R de NSG, 0%Cl⁻	E (%)	0.00765	0.00520	0.00945
	RC (MPa)	27.98	27.07	19.17

Tabla 77.- Relación existente entre el % de expansión y la resistencia a la comparación de morteros elaborados con NSG de 10% de CI⁻ totales.

		Temperatura (°C)		
		10	20	60
100% de CPC	E (%)	0.00057	0.00076	-0.00378
	RC (MPa)	31.38	27.39	23.46
10%R de NSG, 10%CI⁻	E (%)	0.00179	0.00217	0.01710
	RC (MPa)	25.70	23.16	18.25
20%R de NSG, 10%CI⁻	E (%)	0.00794	0.00737	0.33362
	RC (MPa)	23.11	23.14	8.18
30%R de NSG, 10%CI⁻	E (%)	0.01115	0.01540	0.01210
	RC (MPa)	22.13	20.79	18.04

Tabla 78.- Relación existente entre el % de expansión y la resistencia a la comparación de morteros elaborados con NSG de 20% de CI⁻ totales.

		Temperatura (°C)		
		10	20	60
100% de CPC	E (%)	0.00057	0.00076	-0.00378
	RC (MPa)	31.38	27.39	23.46
10%R de NSG, 20%CI⁻	E (%)	0.01134	0.00878	0.01351
	RC (MPa)	24.60	21.83	17.25
20%R de NSG, 20%CI⁻	E (%)	0.02	0.02	0.02
	RC (MPa)	22.78	18.75	16.56
30%R de NSG, 20%CI⁻	E (%)	0.04176	0.02863	0.02617
	RC (MPa)	10.24	10.86	17.69

Tabla 79.- Relación existente entre el % de expansión y la resistencia a la comparación de morteros elaborados con HS.

		Temperatura (°C)		
		10	20	60
100% de CPC	E (%)	0.00057	0.00076	-0.00378
	RC (MPa)	31.38	27.39	23.46
10%R de HS	E (%)	-0.00529	-0.00926	-0.00728
	RC (MPa)	32.29	31.87	24.97
20%R de HS	E (%)	0.01399	0.00850	0.01398
	RC (MPa)	24.61	26.91	26.86
30%R de HS	E (%)	0.00709	0.00340	-0.00425
	RC (MPa)	31.45	30.18	27.34

De esta manera, la RC mostrada por los morteros curados a 28 días es muy baja en comparación con la exhibida a sin la adición de cloruros y el empleo de bajas temperaturas de curado. Esto puede ser clarificado tras observar los resultados obtenidos de la relación existente entre la porosidad y la resistencia mecánica, valores que fueron obtenidos de ensayos realizados en los morteros que fueron curados a 28 días.

Dichos valores se concentran en la **Tabla 80**, **Tabla 81**, **Tabla 82** y **Tabla 83** y son representados gráficamente en la **Figura 112**, los puntos señalados con 1, 2 y 3 representan las temperaturas de 10, 20 y 60°C respectivamente.

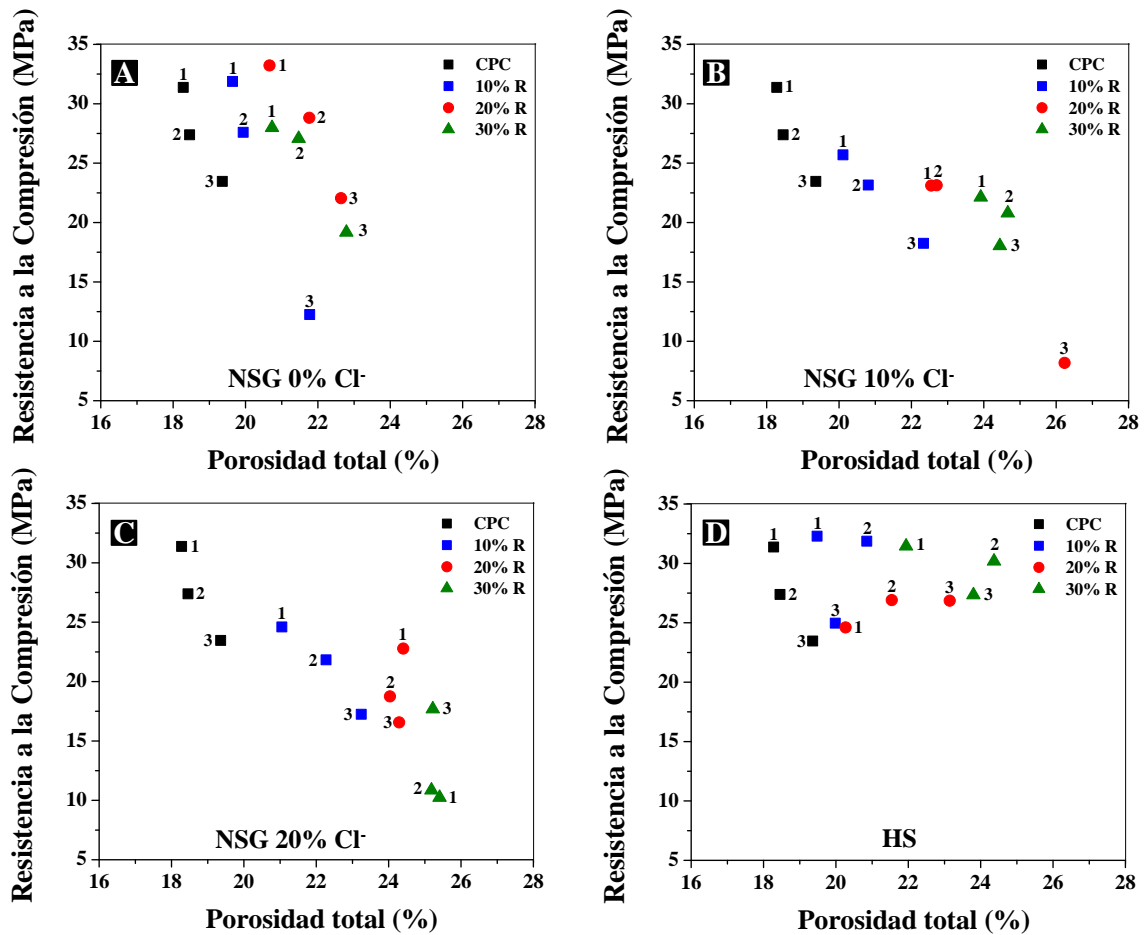


Figura 112.- Relación existente entre el % de porosidad y la resistencia mecánica de morteros curados a 28 días en ambientes de 10 (1), 20 (2) y 60°C (3): A) Morteros adicionados con NSG de 0%Cl⁻, B) Morteros adicionados con NSG de 10%Cl⁻, C) Morteros adicionados con NSG de 20%Cl⁻, D) Morteros adicionados con HS.

Por otro lado, el empleo de una temperatura de curado alta fomenta el desarrollo de alto grado de corrosión en varillas de acero, de acuerdo con los resultados del seguimiento en las pruebas electroquímicas de potencial, velocidad de corrosión y resistividad. El incremento en el nivel de corrosión de dichas varillas fue atribuido a un aumento en la porosidad con la temperatura de curado. Esto promovió la difusión de oxígeno y una mayor movilidad de los iones en la solución de poros, incrementando el grado de corrosión. Aunado a esto, entre mayor sea la concentración de cloruros totales empleada en el diseño de mezclas, mayor será el grado de deterioro por corrosión por picaduras que puedan exhibir las varillas de refuerzo.

Tabla 80.- Relación existente entre el % de porosidad total abierta y la resistencia a la compresión de morteros elaborados con NSG de 0% de CI⁻ totales.

		Temperatura (°C)		
		10	20	60
100% de CPC	P (%)	18.28	18.46	19.36
	RC (MPa)	31.38	27.39	23.46
10%R de NSG, 0%CI ⁻	P (%)	19.64	19.94	21.77
	RC (MPa)	31.88	27.60	22.25
20%R de NSG, 0%CI ⁻	P (%)	20.66	21.76	22.64
	RC (MPa)	33.22	28.82	22.05
30%R de NSG, 0%CI ⁻	P (%)	20.73	21.47	22.79
	RC (MPa)	27.98	27.07	19.17

Tabla 81.- Relación existente entre el % de porosidad total abierta y la resistencia a la compresión de morteros elaborados con NSG de 10% de CI⁻ totales.

		Temperatura (°C)		
		10	20	60
100% de CPC	P (%)	18.28	18.46	19.36
	RC (MPa)	31.38	27.39	23.46
10%R de NSG, 10%CI ⁻	P (%)	20.11	20.81	22.34
	RC (MPa)	25.70	23.16	18.25
20%R de NSG, 10%CI ⁻	P (%)	22.55	22.70	26.23
	RC (MPa)	23.11	23.14	8.18
30%R de NSG, 10%CI ⁻	P (%)	23.92	24.66	24.44
	RC (MPa)	22.13	20.79	18.04

Tabla 82.- Relación existente entre el % de porosidad total abierta y la resistencia a la comparación de morteros elaborados con NSG de 20% de CI⁻ totales.

		Temperatura (°C)		
		10	20	60
100% de CPC	P (%)	18.28	18.46	19.36
	RC (MPa)	31.38	27.39	23.46
10%R de NSG, 20%CI ⁻	P (%)	21.05	22.27	23.24
	RC (MPa)	24.60	21.83	17.25
20%R de NSG, 20%CI ⁻	P (%)	24.40	24.04	24.29
	RC (MPa)	22.78	18.75	16.56
30%R de NSG, 20%CI ⁻	P (%)	25.41	25.18	25.22
	RC (MPa)	10.24	10.86	17.69

Tabla 83.- Relación existente entre el % de porosidad total abierta y la resistencia a la comparación de morteros elaborados con HS.

		Temperatura (°C)		
		10	20	60
100% de CPC	P (%)	18.28	18.46	19.36
	RC (MPa)	31.38	27.39	23.46
10%R de HS	P (%)	19.48	20.85	19.98
	RC (MPa)	32.29	31.87	24.97
20%R de HS	P (%)	20.27	21.54	23.15
	RC (MPa)	24.61	26.91	26.86
30%R de HS	P (%)	21.94	24.37	23.80
	RC (MPa)	31.45	30.18	27.34

CAPÍTULO VII

CONCLUSIONES

Etapa 1, Evaluación de propiedades mecánicas, formación de fases nocivas y velocidad de carbonatación en concretos

1. Los concretos adicionados con NSG de 0% de cloruros totales presentaron valores de resistencia a la compresión más altos en comparación con los concretos elaborados con 100% de CPC.
2. Los concretos adicionados con NSG de 0% de cloruros totales exhibieron propiedades mecánicas similares a las obtenidas en los concretos adicionados con HS.
3. La adición de 10 y 20% de cloruros totales a las mezclas de concretos promovió la reducción en la resistencia a la compresión, en comparación con los concretos sin adición de cloruros.
4. El curado de los concretos a temperaturas bajas (10 y 20°C) promovió el desarrollo de la resistencia a la compresión baja a edades tempranas y muy alta a edades tardías. El empleo de una temperatura de curado alta (60°C) en concretos favoreció el desarrollo de una alta resistencia a la compresión a edades tempranas, y el efecto contrario fue observado a edades tardías.
5. Los resultados de difracción de rayos-X indicaron un fuerte comportamiento puzolánico del NSG y HS, el cual se vio favorecido con el incremento en la temperatura.

6. Los resultados de difracción de rayos-X y microscopía electrónica de barrido, mostraron que la adición de altas concentraciones de cloruro de sodio y potasio a las mezclas de concretos ocasionó un agrietamiento extensivo debido a la formación de gel de reacción álcali-sílice y sal de Friedel.
7. La formación tardía de etringita en los concretos fue favorecida con la temperatura y la adición de grandes cantidades de cloruros totales, de acuerdo con los resultados obtenidos mediante difracción de rayos-X y microscopía electrónica de barrido.
8. Los concretos con 10% de NSG (0, 10 y 20% de cloruros totales) fueron más resistentes al paso del CO₂, en comparación con los concretos elaborados con 100% de CPC. El incremento en la adición de NSG y cloruros totales a las mezclas de concretos fomentó un aumento en la profundidad y velocidad de carbonatación.
9. Los resultados de resistencia a la compresión indicaron que es viable sustituir el cemento portland compuesto por NSG de 0% de cloruros totales hasta 30% de manera, superando las propiedades mecánicas de los concretos elaborados con 100% de CPC.
10. Basados en los resultados de las diversas técnicas de caracterización empleadas en los concretos no es recomendable someter los concretos a temperaturas de curado altas (60°C), así como adicionar altas concentraciones de cloruros y álcalis.
11. Los resultados sugieren emplear 10% de NSG de 0% de cloruros totales como nivel de adición a los concretos, para que éstos presenten mejores mecánicas y de durabilidad.

Etapa 2, Evaluación de propiedades electroquímicas y físicas en morteros reforzados

1. Las varillas embebidas en morteros con 10 y 20% de NSG de 0% de Cl⁻ totales, presentaron una menor probabilidad de corrosión en comparación con las embebidas en morteros de 100% de CPC.
2. Las varillas embebidas en morteros curados en ambientes saturados de humedad relativa (100%) mostraron una menor probabilidad de corrosión en comparación con las embebidas en morteros curados en ambientes de humedad relativa menores.
3. La adición de cloruros a las mezclas de morteros reforzados desencadenó en las varillas altos riesgos de corrosión que fueron acentuados en ambientes de baja humedad relativa (80%).
4. Es posible incorporar en el diseño de mezclas de morteros reemplazados con 10% de residuo nanosílice geotérmica hasta 0.4% en peso de Cl⁻ totales (con respecto a la cantidad de material cementante) sin que las varillas embebidas en los morteros presenten corrosión por picaduras, siempre y cuando los morteros estén sometidos a temperatura ambiental.
5. La temperatura de curado, aunada con la presencia de cloruros, repercutió significativamente en la velocidad de corrosión de las varillas, de manera que a temperaturas altas (60°C) se observaron fenómenos agresivos como la corrosión por picadura, lo que afectó significativamente la durabilidad de los morteros.
6. La adición de NSG hasta un 30% no genera una gran disminución en el pH de los morteros manteniéndose en niveles superiores al 12.5 ideales para la pasivación de los aceros de refuerzo.

7. El incremento en el porcentaje de adición de NSG con altos contenidos de cloruros en las mezclas de morteros, así como el aumento en la temperatura de curado aumentó el porcentaje de porosidad.
8. Los resultados electroquímicos revelaron que es posible adicionar a morteros reforzados, NSG de 0% de cloruros totales hasta un 30%, sin que los aceros se vean afectados por problemas de corrosión.

Etapa 3, Evaluación de propiedades físicas y mecánicas en morteros

1. Los morteros con 10% de NSG de 0% de Cl⁻ totales, curados a bajas temperaturas, presentaron menores porcentajes de expansión en comparación con los exhibidos por los morteros con 100% de CPC.
2. La temperatura de curado es una variable determinante en el desarrollo de los procesos expansivos de los morteros; a mayor temperatura, mayor grado de expansión en los morteros. Una alta temperatura de curado también incrementó la porosidad y disminuyó la resistencia a la compresión.
3. El incremento en la adición de los cloruros totales en las mezclas de morteros, fomentó un aumento muy importante en el porcentaje de expansión de los morteros y una reducción en la resistencia a la compresión. La porosidad aumentó con la cantidad de cloruros empleados.
4. Los morteros adicionados hasta 20% de NSG de 0% cloruros totales y curados a bajas temperaturas (10 y 20°C) presentaron mayor resistencia mecánica en comparación con la exhibida en los morteros elaborados con 100% de CPC. La resistencia mecánica de los morteros sin cloruros fue similar a la desarrollada por los morteros con HS.

BIBLIOGRAFÍA

1. Mehta, P. K.: **“Society, sustainability, and the global concrete industry”**, *Pontificia Universidad Católica de Chile*, Santiago Chile, septiembre 28, (2009).
2. Karim, M. R., Zain, M. F. M., Jamil, M., Lai, F. C., Islam, M. N.: **“Energy consumption in cement and concrete and role of wastes in it: a review”**, *World Applied Sciences Journal* 13, 9 (2011) 1949-1966.
3. Daul Lafarge, J.: **“Implications on recycling activities in the cement and concrete sector”**, Vienna, 25 October (2011).
4. Hendriks, C. A, et al: **“Emission reduction of greenhouse gases from the cement industry”**, *Fourth International Conference on Greenhouse Gas Control Technologies*. Interlaken, August 30-September 2, (1998).
5. CEMBUREAU: **“World Cement Production 2010 by region and main countries”**, *The European cement association*, 2010.
<http://www.cembureau.be/about-cement/key-facts-figures>
6. CANACEM: **“Producción de cemento”**, *Camara nacional del cemento*,
http://www.canacem.org.mx/la_industria_del_cemento.htm
7. Pierre-Claude, A.: **“Cements of yesterday and today concrete of tomorrow”**, *Cement & Concrete Research*, 9, 30 (2000) 1349-1359.
8. Vanderley, M. J.: **“On the sustainability of the concrete”**, *Extended version of the paper commissioned by UNEP Journal Industry and Environment*, (2002).
9. Worrell E., Bernstein L., Roy J., Price L., Harnisch J.: **“Industrial energy efficiency and climate change mitigation”**, *Energy Efficiency*, 2 (2009) 109–123.
10. Von Weizsäcker E, Lovins A, Lovins H.: **“Factor four: doubling wealth, halving resource use”**, *Reporte al Club de Roma*, Earthscan Publication Ltd. London, (1998).
11. Chen, C., Zhang, P., Zeng, G., Deng, J., Zhou, Y., Lu, H.: **“Sewage sludge conditioning with coal fly ash modified by sulfuric acid”**, *Chemical Engineering Journal*, 158 (2010) 616–622.

12. Ehrenberg, A.: **“Granulated blastfurnace slag state of the art and potentials for the future”**, *6th European Slag Conference*, October, 20th-22nd (2010), Madrid.
13. TORBED: **“Energy & amorphous silica production from rice husk”**, (2011).
14. Malhotra, V. M.: **“Role of supplementary cementing materials in reducing greenhouse gas emissions”**, *Sheffield Academic Press*, Sheffield, ROYAUME-UNI, (1999).
15. Price, L., Worrel, E., Phylipsen, D.: **“Energy Use and Carbon Dioxide Emissions in Energy-Intensive Industries in Key developing Countries”**, *Proceedings of the 1999 Earth Technologies Forum, Washington, DC*, September, (1999) 27-29.
16. Toutanji, H. A., El-Korchi, T.: **“The influence of silica fume on the compressive strength on cement paste and mortar”**, *Cem. Concr. Res.*, 25 (1995) 1591-1602.
17. Nehdi, M., Duquette, J., El Damatty, A.: **“Performance of rice husk ash produced using a new technology as a mineral admixture in concrete”**, *Cem. Concr. Res.* 33 (2003) 1203-1210.
18. Anderson, D., Roy, A., Seals, R. K., Cartledge, F. K., Akhter, H., Jones, S. C.: **“A preliminary assessment of the use of an amorphous silica residual as a supplementary cementing material”**, *Cem. Concr. Res.*, 30 (2000) 437-445.
19. Uddin Ahmed, S. F., Ohama, Y., Demura, K.: **“Comparison of mechanical properties and durability of mortar modified by silica fume and finely ground blast furnace slag”**, *Journal of Civil Engineering*, 27 (1999) 143-154.
20. Malhotra, V. M.: **“Durability of concrete - A review”**, *Proceedings of International Symposium on Durability of Concrete*, Monterrey, México, May (2005).
21. Comisión Federal de Electricidad, <http://www.cfe.gob.mx>.
22. Rincon, J., Romero, M., Díaz, C., Balek V., Malek, Z.: **“Thermal behaviour of silica waste from a geothermal power station and derived silica ceramics”**, *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 56 (1999) 1261-1269.

23. De Leon, B.: **“Efecto de la adición de desecho geotérmico con diferentes concentraciones de cloruros en morteros de cemento cemento Pórtland”**, *Tesis de maestría, IPN, Unidad Saltillo*, Mayo de (2007).
24. Iñiguez, C. A.: **“Análisis de la solución de los poros en pastas de cemento Pórtland ordinario reemplazado con desecho geotérmico”**, *Tesis de maestría, FIME-UANL*, Noviembre de (2008).
25. Vega, E.: **“Estudio de las propiedades de geopolímeros base meracaolín y el efecto de la incorporación de sílice geotérmica”**, *Tesis de maestría, FIME-UANL*, Enero, (2010).
26. Balandrán, M. L.: **“Síntesis de geopolímeros mediante diferentes precursores”**, *Tesis de Maestría, FIME-UANL*, Febrero (2011).
27. SCT: **“Normativa para la infraestructura del transporte”**, *Secretaría de Comunicaciones y Transportes*, (http://normas.imt.mx/Contenido_Normas.htm)
28. Biasioli, F.: **“Ready-mix concrete: an old-new material for the 21th century”**, *Utilizing ready-mixed concrete and mortar*, edited by Dhir, R. K. and Limbachiya, M. C., (1999).
29. Fernández Cánovas, M.: **“Hormigon”**, *Colegio de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos*, octava edición, (2007).
30. Ramírez, H., Pérez, R., Díaz, H.: **“El cemento y el concreto de los Mayas”**, *Ciencia Ergo Sum*, 6,3 (1999), 275-284.
31. Malhotra V. M., Mehta, P. K.: **“Pozzolanic and cementitious materials”**, *Advances in concrete technology*, vol. 1, Gordon and Breach Publishers, Amsterdam, (1996).
32. ASTM C150 / C150M - 11 **“Standard specification for Portland cement”**, *American Standard for Testing Materials*, (2011).
33. NMX C-414-ONNCCE: **“Industria de la construcción, cementos hidráulicos, especificaciones y métodos de prueba”**, *Organismo Nacional de Normalización y Certificación de la Construcción y Edificación, S.C.*, (2003).
34. Taylor, H. F. W.: **“Cement Chemistry”**, 2nd Edition, Thomas Telford, Ed., (1997).

35. Atkins, N. H.: **“Highway Materials, Soils and Concrete”**, 3rd Edition, Francis, Ed., (1997) 280 – 289.
36. Derucher, K. N., Korfiatis, G. P., Ezeldin, A. S.: **“Materials For Civil and Highway Engineers”**, 4th Edition, (1998) 81- 90
37. Fernandez, L., Alonso, C., Hidalgo, A., and Andrade, C.: **“The role of magnesium during the hydration of C₃S and C-S-H formation. Scanning Electron Microscopy and mid-infrared studies”**, *Advances in Cement Research*, 17, 1 (2005) 9–21.
38. Mittermayr, F., Klammer, D., Köhler, S., and Dietzel, M.: **“Dolomite dissolution in alkaline cementious media”**, *Geophysical Research Abstracts*, 12 (2010).
39. Xu, H., Deng, X-R.: **“Preparation and properties of superfine Mg(OH)₂”**, *flame retardant, Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 16 (1996) 488-492.
40. Zhang, CH., Wang A.: **“Effect of mineral admixtures on Alkali-Silica Reaction”**, *Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci.*, 23 (2008) 16-19.
41. Carles-Gibergues, A., Cyr, M., Moisson, M., Ringot, E.: **“A simple way to mitigate alkali-silica reaction”**, *Materials and Structures*, 41 (2008) 73–83.
42. Saccani, A., Chiara Bignozzi, M.: **“ASR expansion behavior of recycled glass fine aggregates in concrete”**, *Cement and Concrete Research*, 40 (2010) 531–536.
43. Eglinton M. S.: **“Concrete and its chemical behavior”**, *By Published by Thomas Telford Ltd., Thomas Telford House, 1 Heron Quay, London E14 9XF*, (1987).
44. Millrath, K.: **“Modifying concrete matrices with beneficiated dredged material or other clayey constituents”**, Ph.D., *Columbia University*, (2003) 23.
45. Fernández Cánovas M: **“Hormigón”**, *Servicio de Publicaciones del Colegio de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos, Madrid*, (1993).
46. Richardson, I. G.: **“The calcium silicate hydrates”**, *Cement and Concrete Research*, 38 (2008) 137–158.
47. Neville, A. M.: **“Properties of concrete”**, *John Wiley & Sons, Inc. Cuarta edición*, 15.

48. Mehta, P. K., Moteiro, P. J. M.: **“Concrete: structure, properties, and materials”**, Second edition, Prentice Hall, (1993).
49. Cohen, M. D. And Richards, C. W.: **“Effects of the particle sizes of expansive clinker on strength–expansion characteristics of type K expansive cements”**, *Cement and Concrete Research*, 12, 6 (1982) 717-725.
50. Mehta, P. K.: **“Effect of lime on hydration of pastes containing gypsum and calcium aluminates or calcium sulfoaluminate”**, *Journ. Amer. Ceram. Soc.*, 56, 6 (1973) 315.
51. Collepardi, M., Baladini, G., Pauri, M., and Corradi, M.: **“Tricalcium aluminate hydration in the presence of lime, gypsum or sodium sulfate”**, *Cement and Concrete Research*, 8, 5 (1987) 571-580.
52. Scrivener, K. L., Pratt, P. L.: **“Microstructural studies of the hydration of C₃A and C₄AF independently and in cement paste”**, *Br. Ceram. Proc.*, 35 (1984) 207.
53. Malinowski R.: **“Ancient mortars and concretes - Durability aspects”**, *Symposium of Mortars, Cementes and Grouts Used in the Conservation of Historical Buildings*, Roma (1981).
54. ASTM 618-78: **“Specification for fly ash and raw or calcium natural pozzolona for use as a material admixture in Portland cement concrete”**, *American Standard for Testing Materials*, (1978).
55. ACI 201.2R-01: **“Guide to Durable Concrete”**, *American Concrete Institute*, http://www.bpesol.com/bachphuong/media/images/book/2012r_01.pdf)
56. Holt, E.: **“Contribution of mixture design to chemical and autogenous shrinkage of concrete at early ages”**, *Cement and Concrete Research*, 35 (2005) 464-472.
57. Brainerd, M.: **“5 ways concrete can fail and how to avoid them”**, *Building Design and Construction*, (2006).
58. Alonso, C., Castellote, M., Llorente, I., Andrade, C.: **“Ground water leaching resistance of high and ultra high performance concretes in relation to the testing convection regime”**, *Cement and Concrete Research*, 12 (2006).

59. Luna, M., Arcos, D., Duro, L.: **“Effects of grouting, shotcreting and concrete leachates on backfill geochemistry”**, *Enviros*, 71 (2006).
60. Luther, M. D.: **“Microsilica (silica fume) concrete durability in severe environments”**, *Structural Materials, Proceedings of the Sessions at the ASCE Structures Congress*, San Francisco, (1989) 95-105.
61. Mehta, P. K., Monteiro, P.: **“Concrete: structure, properties and materials”**, *2nd Edition*, Prentice Hall, New Jersey, (1993) 548.
62. Lieser, M. J., Stek, C.: **“Composites and the Future of Society preventing a legacy of costly corrosion with modern materials”**, *Reinforcements*, OCV, November (2010).
63. Jiahui, P., Jianxin, Z., Jindong, Q.: **“The mechanism of the formation and transformation of ettringite”**, *Journal of Wuhan University of Technology – Mater*, 21 (2006) 158-161.
64. Valenza II, J.J., Scherer, G.W.: **“Mechanisms of salt scaling”**, *Materials and Structures*, 38 (2005) 479-488.
65. Mohamed, I., Curtil, L., Ronel-Idrissi, S., Hamelin, P.: **“Influence of composite materials confinement on alkali aggregate expansion”**, *Materials and Structures*, 38 (2005) 387-394.
66. Song, H., Cheng, K., Ostertag, C. P.: **“Influence of matrix properties on alkali silica reaction rates”**, *Materials and Structures*, 41 (2008) 47–57.
67. Ramlochan, T., Thomas, M. D. A., Hooton, R. D.: **“The effect of pozzolans and slag on the expansion of mortars cured at elevated temperature Part II: Microstructural and microchemical investigations”**, *Cem. Concr. Res.*, 34 (2004) 1341–1356.
68. Castellote, M., Andrade, C., Turrillas, X., Campo, J., Cuello, G. J.: **“Accelerated carbonation of cement pastes in situ monitored by neutron diffraction”**, *Cem. Concr. Res.*, 38 (2008) 1365–1373.
69. Lambert, P., Page, C. L., Short, N. R.: **“Pore solution chemistry of the hydrated system tricalcium silicate/sodium chloride/water”**, *Cement and Concrete Research*, 15 (1985) 675-680.

70. Moreno Fernández, E.: **“Corrosión de armaduras en estructuras de hormigón: estudio experimental de la variación de la ductilidad en armaduras corroídas aplicando el criterio de acero equivalente”**, *Universidad Carlos III de Madrid*, (2008).
71. Guerrero, A., Goñia, S., and Allegro, V. R.: **“Durability of class C fly ash belite cement in simulated sodium chloride radioactive liquid waste”**, *Influence of temperature, Journal of Hazardous Materials*, 162, 2-3 (2009) 1099-1102.
72. Suryavanshi, A. K., Scantlebury, J. D., Lyon, S. B.: **“Mechanism of Friedel's salt formation in cements rich in tri-calcium aluminate”**, *Cem. Concr. Res.*, 26 (1996) 717-727.
73. Lannegrand, R., Ramos, G., Talero R.: **“Condition of knowledge about the Friedel's salt”**, *Materiales de Construcción*, 51 (2001) 262.
74. Batic, O. R., Sota, J.: **“Reacciones deletéreas internas”**, - *Durabilidad del Hormigón Estructural*, Capítulo 4 - AATH. Edit. Ing. Irassar E. F. (2001) 306.
75. Lopes, L. E.: **“Modelagem mecânica e numérica da reação álcali-agregado com aplicação a barragens de concreto”**, *Tese Doutoral em Engenharia Civil*. Rio de Janeiro, RJ – Brasil. (2004), 144.
76. Herrera Villatoro, L. C. E.: **“Caracterización e investigación geológica de los materiales utilizados en la construcción civil en Guatemala”**, *Universidad de San Carlos de Guatemala, Facultad de Ingeniería Escuela de Ingeniería Civil*, (2005).
77. Anderson, D., Roy, A., Seals, r. K., Cartledge, f. K., Akhter, H., Jones, S. C.: **“A preliminary assessment of the use of an amorphous silica residual as a supplementary cementing material”**, *Cement and concrete Research*, 30 (2000) 437-445.
78. ASTM C1260-95: **“Standard test method for potential alkali reactivity of aggregates (mortar- bar method)”**, *American Standard for Testing Materials*, (1994).
79. Bazant, Z. P., Steffens, A.: **“Mathematical model for kinetics of alkali-silica reaction in concrete”**, *Cement and Concrete Research*, 30 (2000) 419-428.

80. **AC 150/5380-8: “Handbook for identification of alkali silica reaction in airfield pavements”**, U.S. Department of Federal Aviation Administration, (2004).
81. Dent Glasser, L. S., Kataoka, N.: **“The chemistry of alkali - aggregate reaction”**, *Cement and Concrete Research*, 11 (1981) 1-9.
82. Ingri, N.: **“Aqueous silicic acid, silicates and silicate complexes”**, In: Bendz, G. and Lindqvist, I. (eds.) *Biochemistry of Silicon and Related Problems*, Plenum Press, NY, (1978) 29.
83. Toutanji, H. A., El-korchi, T.: **“The influence of silica fume on the compressive strength on cement paste and mortar”**, *Cement and Concrete Research*, 25 (1995) 1591-1602.
84. Swamy, R. N.: **“Alkali-silica reaction and concrete structures”**, *Structural Engineering Review*, 2 (1990) 89-103.
85. Giovambattista, A., Batic, O. R., Traversa, L. P.: **“Durabilidad de hormigones de cemento Portland”**, *Revista Hormigón*, 81, 5 (1981) 5-20.
86. Diamond, S.: **“Alkali silica reactions - some paradoxes”**, *Cement and Concrete Composites*, 19 (1997) 391-401.
87. Bar-Nes, G. Peled, Y., Arbel-Haddad, M. Zeiri, Y. Katz, A.: **“The effect of high salt concentration on the integrity of silica-fume blended cementitious matrices for waste immobilization applications”**, *Materials and Structures*, 44 (2011) 291–297
88. Saccani, A., Bignozzi M. C.: **“ASR expansion behavior of recycled glass fine aggregates in concrete”**, *Cement and Concrete Research*, 40, 4 (2010) 531-536.
89. Heinz, D. and Ludwig, U.: **“Mechanism of secondary ettringite formation in mortars and concretes subjected to heat treatment”**, *Am. Concr. Inst., Publ. SP*, (1987) 2059–71.
90. Heinz, D., Ludwig, U., and Rudinger, I.: **“Delayed ettringite formation in heat-treated mortar and concretes”**, *Concrete Precasting Plant and Technology*, 11 (1989) 56-61.
91. Klemm, W. A., and Adams, L. D.: **“Investigation of the formation Carboaluminates”**, ASTM Special Tech. Publ., V-STP, 1064 (1990) 60-72.

92. Taylor, H. F. W.: **“Delayed ettringite formation, advances in cement and concrete”**, *Proceedings, Engineering Foundation Conference*, Durham, New Hampshire (1994).
93. Ronne, M., and Hammer, T. A.: **“Delayed ettringite formation (DEF) in structural lightweight aggregate concrete: effect of curing temperature, moisture, and silica fume content”**, *Cem. Concrete, and Aggregates, CCAGDP*, 21, 2 (1999) 202-211.
94. Older, I., Chen, Y.: **“On the delayed expansion of heat cured Portland cement pastes and concretes”**, *Cement and Concrete Composites*, 18 (1996) 181-185.
95. Heinz, D., Kalde, M., Ludwig, U., Ruediger, I.: **“Present state of investigation on damaging late ettringite formation in mortars and concretes”**, *Proceedings of Ettringite, the sometimes host of destruction*, Editor Bernard Erlin, SP, 177 (1999) 1-13.
96. Diamond, S.: **“Delayed ettringite formation – processes and problems”**, *Cement and Concrete Composites*, 18, (1996) 205-215.
97. Owsiak, Z.: **“The effect of delayed ettringite formation and alkali-silica reaction on concrete microstructure”**, *Ceramics – Silikáty*, 54, 3 (2010) 277-283.
98. Katsioti, M., Patsikas, N., Pipilikaki, P., Katsiotis, N., Mikedi, K., Chaniotakis, M.: **“Delayed ettringite formation (DEF) in mortars of white cement”**, *Construction and Building Materials*, 25, 2 (2011) 900–905.
99. Feng, J., Miao, M., Yan, P.: **“The effect of curing temperature on the properties of shrinkage - compensated binder”**, *Science China*, 54, 7 (2011) 1715–1721.
100. Schwiete, H. E., Lucwing, V., Jager, P.: **“Investigations in the systems $3\text{CaO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3\text{-CaSO}_4\text{-CaO-H}_2\text{O}$ ”**, *Symposium on Structure of Portland Cement Paste and Concrete Highway Research Board*, Special Report 90, (1966), 353.
101. Midley, H. G., and Pettifer, K.: **“The Microstructure of hydrated supersulfated cement”**, *Cement and Concrete Research*, 1, 1 (1971) 101.
102. Mehta, P.K.: **“Mechanism of expansion associated with ettringite formation”**, *Cement and Concrete Research*, 3, 1 (1973) 1-6.

103. Famy, C., Scrivener, K. L., Brough, A. R., Atkinson, A.: **“Influence of the storage conditions in the dimensional changes of heat - cured mortars”**, *Cem. Concr. Res.* 31, (2001) 795-803.
104. Stark, J., Bollmann, K.: **“Delayed ettringite formation in concrete”**, *Nordic Concrete Research (on-line publication)*, (1998) 1-25.
105. Mehta, P. K.: **“Sulfate attack in concrete - a critical review”**, in *Materials Science of Concrete in (J. Skabiy, Ed.)*, The American Ceramic Society, Westerville, OH (1992) 105-130.
106. Skalny, J., Johansen, V., Ĩhaulow, N., Palomo A.: **“DEF: Una forma de ataque por sulfatos”**, *Materiales de Construcción*, 46 (1996) 244.
107. Schiessl, P.: **“Corrosion of reinforcement”**, *Comité Euro-International Du Beton CEB*, Boletín No. 152, Durability of concrete structures, (1984) 73-93.
108. Longuet, P., Burglen and A.Zelwer, A.: **“La phase liquide du ciment hydrate”**, *Mater. Constr. Trav. Publics*, 676 (1973) 35-41.
109. Moreno, M; Morris, W; Álvarez M G; Duffó, G S.: **“Corrosion of reinforcing steel in simulated concrete pore solutions: effect of carbonation and chloride content”**, *Corrosion Science*, 46 (2004).
110. Torres, Andrés. Martínez, Miguel.: **“Diseño de estructuras de concreto con criterios de durabilidad”**, *Publicación Técnica*, No 181. Secretaria Comunicaciones y Transportes, Instituto Mexicano del Transporte, (2001).
111. Duffó, G. S., Morris, W., Raspini, I., Saragovi, C.: **“A study of steel rebars embedded in concrete during 65 years”**, *Corrosion Science* 46 (2004), 2143–2157.
112. Mays, G. C.: **“Durability of concrete structures: investigation, repair, protection”**, *E & FN Spon, London*, (1992) 270.
113. Helene, P, Pereira, F.: **“Manual de rehabilitación de estructuras de hormigón, reparación, refuerzo y protección”**, 1^{ra} Edición, Degussa, Sao Paulo (2003) 39-49.
114. Mena Ferrer, M.: **“Durabilidad de estructuras de concreto en México”**, *IMCYC primera edición México*, (2005) 31-90.

115. Whitmore, D.: **“Corrosion protection systems”**, *Vector Corrosion Technologies*, (2003).
116. Bogue R. H., Lerch W.: **“Hydration of portland cement compounds”**, *Industrial and engineering chemistry*, 26,1 8 (1993).
117. Fontana, M. G.: **“Corrosion Engineering”**, *Mc GrawHill*, Nueva York, (1986).
118. Misawa T., Kyuno T., Suetaca W., Shimodaira S.: **“Mechanism of atmospheric rusting and the effect of copper and phosphorus on the rust formation of low alloy steels”**, *Corros. Sci.*, 11 (1971) 35–48.
119. Trejo, D; Monteiro, P J.: **“Corrosion performance of conventional (ASTM A615) and low-alloy (ASTM A706) reinforcing bars embedded in concrete and exposed to chloride environments”**, *Cement and Concrete Researc*, 35 (2005) 562-571.
120. Pérez Quiroz, J. T.: **“Seguimiento por medio de la técnica de impedancia electroquímica de la protección catódica del acero de refuerzo en concreto modificado por un agente humectante”**, *Tesis de Maestría, Facultad de Química, UNAM*, (2001). Pérez Quiroz, (2000).
121. Ávila, Mendoza J., Genescá, Llongueras, J.: **“Más allá de la herrumbre I”**, *Fondo de Cultura Económica*, (1996).
122. Fontana, M. G., **“Corrosion Engineering”**, *McGraw - Hill*, Nueva York, (1986).
123. Fontana, G., Greene, N. D.: **“Corrosion engineering”**, *McGraw – Hill*, New York, (1967).
124. Alonso, C., Andrade, C., Castellote, M., Castro, P.: **“Choride thereshold values to depassivate reinforcing bars in standardized OPC mortar”**, *Cement Concrete Res.*, 30 (2000) 1047–1055.
125. Andrade, C., Sanjuán, M. A.: **“Chloride diffusion coefficient obtained from migration tests of high performance concrete”**, *Proceedings of Rebar International Workshop on Durability of High Performance Concrete*, Viena, ed.: H. Sommer, published by RILEM, (1994) 208-218.

126. Pfeifer D. W. et al.: **“A critique of the ACI 318 Chloride Limits”**, *PCI Journal*, March-April (1992) 68-71.
127. Moreno, E. I.: **“La corrosión del acero de refuerzo inducida por la carbonatación del concreto”**, *Ingeniería-Revista Académica de la Facultad de Ingeniería de la Universidad Autónoma de Yucatán*, 4, 2 (2000) 43-48.
128. Metha K., Monteiro–Paulo J.M.: **“Concrete”**, *Third Edition*, McGraw - Hill., (2006) 155.
129. Moreno, E. I.: **“Determinación del pH de la solución de los poros de concreto después de un proceso acelerado de carbonatación”**, *Ingeniería, Revista Académica de la FI-UADY*, 10, 3 (2006) 5-12.
130. Park D. C.: **“Carbonation of concrete in relation to CO₂ permeability and degradation of coatings”**, *Construction and Building Materials*, 20 July, (2007).
131. Verbeck, G.: **“Carbonation of hydrated portland cement”**, *PCA Bulletin*, 87 (1958) 17-36.
132. Pérez-López, R., Montes-Hernández, G., Nieto, J. M., Renard, F., Charlet, L.: **“Carbonation of alkaline paper mill waste to reduce CO₂ greenhouse gas emissions into the atmosphere”**, *Appl. Geochem.*, 23 (2008) 2292-2300.
133. Montaini R.: **“Concretes Forgotten Enemy”**, *Concrete Repair Digest*, December (1995)/January, (1996) 392.
134. Moreno, E., Dominguez, G., Gomez, F.: **“Efecto de la relación agua cemento en la velocidad de carbonatación del concreto utilizando una cámara de aceleración”**, *Ingeniería*, 8 (2004) 117-130.
135. Davis H., Rothwell G.W.: **“The effectiveness of surface coating in reducing carbonation of reinforced concrete”**, *BRE Information*, (1998).
136. Jerga J.: **“Physio-mechanical properties of carbonated concrete”**, *Construction and Building Materials*, 18 (2004) 645-652.
137. Camenzuli, A., Mudd, G. M.: **“Towards comparative environmental sustainability metrics for geothermal energy”**, *3rd International Conference on*

Sustainability Engineering & Science: Blueprints for Sustainable Infrastructure
Auckland, New Zealand, 9-12 Dic., (2008).

138. Díaz, C., Rincón, J. M.: **“Tratamiento químico de la escoria de sílice de una planta geotérmica para su aplicación en cerámica y vidrio”**, *Boletín de la Sociedad Española de Cerámica y Vidrio*, 29 (1990) 181-184.
139. Lund, J. W., Boyd, T. L.: **“Final report: silica waste utilization, phase II”**, *Geo-Heat Center, Oregon Institute of Technology, USA*, (1996).
140. Comunicación personal con Comisión Federal de Electricidad Planta Cerro Prieto Baja California México, (2011).
141. Valdez, B., Schorr, M., Irak, A.: **“The influence of mineral son equipment corrosion in geothermal brines”**, International Mineral Extraction from Geothermal Brines Conference, Tucson Az, USA, September 6-8, (2006).
142. Bertani, R.: **“World geothermal generation in 2007”**, *GHC Bulletin*, September, (2007) 8-19.
143. Patente: **“Process for using sludge from geothermal brine to make concrete and concrete composition”**, Número de patente: 4900360, Inventores: Olin D. Whitescarver, Indian Wells; Jonathan T. Kwan, Santa Maria; M. Kenneth Chan, Los Angeles; Daniel P. Hoyer, Palm Desert, California, E. U.
144. Whitescarver, O. D., Kwan, J. T., Chan, K. M., Hoyer, D. P.: Patent: **“Process for using sludge from geothermal brine to make concrete and concrete composition”**, *United States Patent 4900360*, California, E. U.
145. Gómez, L. Y., Escalante, J. I.: **“Delayed ettringite formation and alkali silica reaction, an unexpected phenomenon in pastes of portland cement with nanometric silica waste”**. 12th *International Congress on the Chemistry of Cement*, Canada, (2007).
146. Iñiguez-Sánchez, C. A., Gómez-Zamorano, L. Y., Alonso, M. C.,: **“Impact of nano-geothermal silica waste and chloride content on pore solution, microstructure, and hydration products in Portland cement pastes”**, *J Mater Sci*, 47 (2012) 3639–3647.
147. Papworth F., Hastie, G.: **“Production and application of silica fume and geosilica”**, *Our World in Concrete & Structures*, Singapore, August (2002).

148. Escalante, J. I., Mendoza, G., Mancha, H., López, J., Vargas, G.: **“Pozzolanic properties of a geothermal silica waste material”**, *Cem. Concr. Res.*, 29 (1999) 623-625.
149. Gómez, L. Y., Escalante, J. I., Mendoza, G.: **“Composite Portland cement with geothermal waste, characteristics and properties”**, *Proceedings Congress Cement and Concrete Science. The Institute of Materials Minerals and Mining*, Inglaterra, (2003).
150. Gómez, L. Y., Escalante, J. I., Mendoza, G.: **“Geothermal silica as an alternative replacement material of Portland cement”**, *Journal of Materials Science Letters*, 39 (2004) 4021-4025.
151. Ichikawa, T.: **“Alkali-silica reaction, pessimum effects and pozzolanic effect”**, *Cem. Concr. Res.*, 39 (2009) 716-726.
152. Fengyan, W., Xianghui, L., Yinong, L., Zhongzi, X.: **“Effect of Pozzolanic Reaction Products on Alkali-silica Reaction”**, *Journal of Wuhan University of Technology - Mater. Sci.*, 21 (2006), 168-171.
153. Juenger, C. G. M., Ostertag, C. P.: **“Alkali-silica reactivity of large silica fume derived particles”**, *Cem. Concr. Res.* 34 (2004), 1389-1402.
154. Diamond, S., Sahu, S., Thaulow, N.: **“Reaction products of densified silica fume agglomerates in concrete”**, *Cem. Concr. Res.*, 34 (2004) 1625-1632.
155. Maas, A. J., Ideker, J. H., Juenger, C. G. M.: **“Alkali silica reactivity of agglomerated silica fume”**, *Cem. Concr. Res.*, 37 (2007), 166-174.
156. International Center for Diffraction Data, Powder Diffraction File search manual, (1998).
157. ASTM C114-00: **“Métodos de prueba estándar para el análisis químico de cemento hidráulico”**, *American Society for Testing and Material*, (2000).
158. ASTM Standard C 188-95: **“Test Method for Density of Hydraulic Cement”**, West Conshohocken, PA, *American Society for Testing and Materials*, (1995).

159. ASTM C127-01: **“Standard Test Method for Density, Relative Density (Specific Gravity), and Absorption of Coarse Aggregate”**, *American Society for Testing and Materials*.
160. ASTM C128-01: **“Standard Test Method for Density, Relative Density (Specific Gravity), and Absorption of Fine Aggregate”**, *American Society for Testing and Materials*.
161. ASTM C702-98: **“Standard Practice for Reducing Samples of Aggregate to Testing Size”**, *American Society for Testing and Materials*.
162. ASTM C136-01: **“Standard Test Method for Sieve Analysis of Fine and Coarse Aggregates”**, *American Society for Testing and Materials*.
163. ASTM C109-04: **“Standard Test method for Compressive Strength for hydraulic cement mortars”**, *American Society for Testing and Materials*, (2004).
164. RILEM Recommendations CPC-18: **“Measurement of hardened concrete carbonation depth”**, *Materials and structures*, Francia, 21:126 (1988) 453-455.
165. Feliú S., González J. A., Andrade C.: **“Electrochemical Methods for On-Site Determinations of Corrosion Rates of Rebars”**, Techniques to Assess the Corrosion Activity of Steel Reinforced Concrete Structures. ASTM STP 1276. Neal S. Berque, Eduard Escalante, Charles K. Nmai and David Whiting, Eds., American Society for Testing and Materials, (1996).
166. Stem, M., Geary, A. L.: **“Electrochemical Polarization: I. A. theoretical analysis of the shape of polarization curves”**, *Journal of Electrochemical Soc.* 104, 1 (1957) 56-63.
167. ASTM C-876-99: **“Standard Test Method for Half-Cell Potentials of Uncoated Reinforcing Steel in Concrete”**, *American Society for Testing and Materials*.
168. DURAR NETWORK: **“Manual Inspection Evaluation and Assessment of Corrosion in Reinforced Concrete Structures”**, *CYTED Program*, Rio de Janeiro (1997).

169. Alonso, M., Andrade, C. and González, J. A.: **“Relation between resistivity and corrosion rate of reinforcements in carbonated mortar made with several cement types”**, *Cement and Concrete Research*, 8 (1988) 687-698.
170. Feliú, S., Gonzalez, J. A., Feliu, S. J. R., Andrade, C.: **“Relationship between conductivity of concrete and corrosion of reinforcing bars”**, *British corrosion journal*, 24, 3 (1989).
171. ASTM C-642-97: **“Standard Test Method for Density, Absorption, and Voids in Hardened Concrete”**, *American Society for Testing and Materials*.
172. ASTM C 490-04: **“Standard Practice for Use of Apparatus for the Determination of Length Change of Hardened Cement Paste, Mortar, and Concrete”**, *American Society for Testing and Materials*, (2004).
173. ASTM C618-05: **“Standard Specification for Coal Fly Ash and Raw or Calcined Natural Pozzolan for Use in Concrete”**, *American Society for Testing and Materials*.
174. Qing, Y., Zenan, Z., Li, S., Rongshen, Ch.: **“A comparative study on the pozzolanic activity between nano-SiO₂ and silica fume”**, *Journal of Wuhan University of Technology-Materials Science*, Edition 21, 3 (2006) 153-157.
175. Byung-Wan, J., Chang-Hyun, K., Ghi-ho, T., Jong-Bin, P.: **“Characteristics of cement mortar with nano-SiO₂ particles”**, *Construction and Building Materials*, 21, 6 (2007) 1351–1355.
176. Kadri, E-H., Duval, R.: **“Hydration heat kinetics of concrete with silica fume”**, *Construction and Building Materials*, 23 (2009) 3388–3392.
177. Karima A., Abdelfetah, Z., Mohamed, Nadjib, O., Abderrahim, B., Arezki, T-H.: **“Reactivity of Fine Quartz in Presence of Silica Fume and Slag”**, *Engineering*, 3 (2011) 569-576.
178. Temuujin, J., Rickard, W., Lee, M., Riessen, A.: **“Preparation and thermal properties of fire resistant metakaolin-based geopolymer-type coatings”**, *Journal of Non-Crystalline Solids*, 357, 5 (2011) 1399–1404.

179. Goñi, S., Guerrero, A., de Luxán, M., A.: **“Dehydration of pozzolanic products hydrothermally synthesized from flyash”**, *microstructure evolution Materials Research Bulletin* 35, (8), 1 June (2000) 1333–1344.
180. Gómez Zamorano L. Y.: **“Desecho geotérmico como material de reemplazo en pastas de cemento portland”**, *Tesis doctoral Tesis de maestría, IPN, Unidad Saltillo*, Mayo de (2004).
181. Zelié, J., Radovanović, I., Jozić, D.: **“The effect of silica fume additions on the durability of portland cement mortars exposed to magnesium sulfate attack”**, *MTAEC9*, 41, 2 (2007) 91.
182. Florian Mittermayr, Dietmar Klammer, Stephan Köhler, and Martin Dietzel: **“Dolomite Dissolution in Alkaline Cementitious Media”**, *Geophysical Research Abstracts*, 12, EGU2010-14907, (2010).
183. Senff, L., Labrincha, J. A., Ferreira, V. M., Hotza, D. and Repette, W. L.: **“Effect of nanosilica on rheology and fresh properties of cement pastes and mortars”**, *Construction and Building Materials*, 23 (2009) 2487–2491.
184. Shih, J., Chang, T., Hsiao, T.: **“Effect of nanosilica on characterization of Portland cement composite”**, *Materials Science and Engineering A*, 424, 1-2 (2006) 266-274.
185. Quercia, G., And Brouwers, H. J. H.: **“Application of nano-silica (ns) in concrete mixtures 8th fib phd Symposium”**, *Kgs. Lyngby, Denmark* June, (2010) 20 – 23.
186. Qing, Zenan Z., Deyu K. and Rongshen Ch.: **“Influence of Nano-SiO₂ addition on properties of hardened cement paste as compared with silica fume”**, *Construction and Building Materials*, 21 (2007) 539–545.
187. Lin, K. L., Chang, W. C., Lin, D. F., Luo H. L., and Tsai, M. C.: **“Effects of Nano-SiO₂ and different ash particle sizes on sludge ash–cement mortar”**, *Journal of Environmental Management*, 88 (2008) 708–714.
188. ACI 306R-88: **“Cold Weather Concreting”**, *ACI Committee 306* (2002).
189. Daimiel, J. A., Gutteridge, W. A.: **“The influence of pulverizad-fuel ash upon the hydratation characterics and certain physical properties of a**

- Portland Cement paste**”, *Cement and concrete Association*, Technical Report, 560 (1986) 28.
190. Ezziane, K., Bougara, A., Kadri, A., Khelafi, H., Kadri, E.: **“Compressive strength of mortar containing natural pozzolan under various curing temperature”**, *Cement & Concrete Composites*, 29 (2007) 587–593.
191. Escalante-Garcia, J. I., Sharp, J. H.: **“The microstructure and mechanical Properties of blended cements hydrated at various temperatures”**, *Cem Conc Res*, 31 (2001) 695–702.
192. Roy, D. M., Idorn, G. M.: **“Hydration, structure, and properties of blast furnace slag cements, mortars, and concrete”**, *ACI J*, Nov–Dec (1982) 444–57.
193. Verbeck, G. J., Helmuth, R. H.: **“Structure and physical properties of cement paste”**, *Proceedings of the 5th Intl. Symposium on the Chemistry of Cement*, Tokyo, (1968) 1-32.
194. Scrivener, K. L., Wieker, W.: **“Advances in hydration at low, ambient and elevated temperature”**, *9th Intl. Congress on the Chemistry of Cement*, New Delhi, India, Congress Reports, 1 (1992) 449-482.
195. Kjellsen, K. O., Detwiler, R. J., Gjorv, O. E.: **“Development of microstructures in plain cement pastes hydrated at different temperatures”**, *Cement and Concrete Research*, 21 (1991) 179-189.
196. CCAA Data Sheets: **“Plastic shrinkage cracking”**, *Cement concrete and aggregates*, Australia junio (2005).
197. Gutteridge, W. A. and Dalziel, J. A.: **“The effect of a secondary component on the hydration of Portland cement, Part I: Fine hydraulic binders”**, *Cement and Concrete Research*, 20 (1990) 853-861.
198. Escalante-Garcia, J. I., Sharp, J. H.: **“Effect of temperature on the hydration of the main clinker phases in Portland cements: Part II, blended cements”**, *Cement and Concrete Research*, 28 (1998) 1259.
199. Abdullah, A. Almusallam, Hamoud Beshr, Mohammed Maslehuddin, Omar S. B. Al-Amoudi **“Effect of silica fume on the mechanical**

- properties of low quality coarse aggregate concrete**”, *Cement & Concrete Composites*, 26 (2004) 891–900.
200. Collepari, M., Collepari, S., Ogoumah Olagot, J. J., Troli, R.: **“Beneficiated Fly Ash Versus Normal Fly Ash or Silica Fume”**, *Proceedings of 9th CANMET/ACI International Conference on Fly Ash, Silica Fume, Slag and Natural Pozzolans in Concrete*, Warsaw (Poland), 20-25 May, (2007) 1-8.
201. Zelic, J., Rusic, D., Veza, D., et al.: **“The Role of Silica Fume in the Kinetics and Mechanisms during the Early Stage of Cement Hydration”**, *Cem. Concr. Res.*, 30, 1 (2000) 655-662.
202. Morsy, M. S., Alsayed, S. H. and Aqel, M.: **“Effect of Elevated Temperature on Mechanical Properties and Microstructure of Silica Flour Concrete”**, *International Journal of Civil & Environmental Engineering IJCEE-IJENS*, 10, 1 (2010).
203. Escadeillas, G., Aubert, J. E., Segerer, M., Prince, W.: **“Some factors affecting delayed ettringite formation in heat-cured mortars”**, *Cement and Concrete Research*, 37 (2007) 1445–1452.
204. Santhanam, M., Cohen, M. D., Olek, J.: **“Sulfate attack research – whither now?”**, *Cem. Concr. Res.* 31 (2001), 845-851.
205. Taylor, H.F.W., Famy, C., Scrivener, K.L.: **“Delayed Ettringite Formation”**, *Cem. Concr. Res.*, 31 (2001) 683-693.
206. Lannegrand, R., Ramos, G., Talero, R.: **“Estado del conocimiento sobre la sal de Friedel”**, *Materiales de Construcción*, 51, 262 (2001) 63-71.
207. Kim, J. K., Moon, Y. H., Eo, S. H.: **“Compressive Strength Development of Concrete with different Curing Time and Temperature”**, *Cement and Concrete Research*, 28, 12 (1998) 1761-1773.
208. RILEM Commission 42-CEA: **“Properties of Set Concrete at Early Ages (State of the Art Report)”**, *Materials and Structures*, 84, 14 (1981) 399-460.

209. Maas, A. J.; Ideker, J. H.; Juenger, M. C. G.: “**Alkali silica reactivity of agglomerated silica fume**”, *Cement and Concrete Research*, 37, (2007), 166-174.
210. Bonen D., Diamond S.: “**Occurrence of large silica fume derive particles in hydrated cement paste**”, *Cement and Concrete Research*, 22, (1992) 1059-1066.
211. Escalante, J. I., Sharp, J. H.: “**Variation of the Composition of the CSH in neat portland cements cured at different temperatures**”, *Journal of the American Ceramic Society*, 82 (1999) 3237–3741.
212. Escalante, J. I., Sharp, J. H.: “**Effect of temperature on the hydration of the main clinker phases in Portland cements: Part II, blended cements**”, *Cement and Concrete Research*, 28 (1998) 1259.
213. Scrivener K. L.: “**The Effect of Heat Treatment on Inner Product C-S-H**”, *Cem. Concr. Res.*, 22 (1992) 1224–1226.
214. Famy, C., Scrivener, K. L., Atkinson, A., Brough, A. R.: “**Influence of the storage conditions on the dimensional changes of heat-cured mortars Cement and Concrete Research**”, 31, 5 (2001) 795-803.
215. Taylor, H. F. W., Famy, C.: “**Ettringite in hydration of Portland cement concrete and its occurrence in mature concretes**”, *ACI Materials Journal*, 98, 4 (2001) 350-356.
216. Scrivener, K. L., Taylor, H. F. W.: “**Delayed ettringite formation: a microstructural and microanalytical study**”, *Adv. Cem. Res.* 5, 20 (1993) 139–146.
217. Ramlochan, T., Thomas, M. D. A., Hooton, R. D.: “**The effect of pozzolans and slag on the expansion of mortars cured at elevated temperature Part II: Microstructural and microchemical investigations**”, *Cement and Concrete Research*, 34, (2004) 1341–1356.
218. Diamond, S.: “**Delayed ettringite formation – processes and problems**”, *Cement and Concrete Composites*, 18 (1996) 205-215.

219. Cheng-Yi, H., Feldman, R. F.: **“Hydration Reactions in Portland Cement – Silica Fume Blends”**, *Cement and Concrete Research*, 15 (1985) 582-592.
220. Shayan, A., y Ivanusec, I.: **“An Experimental Clarification of the Association of Delayed Ettringite Formation with Alkali-Aggregate Reaction”**, Australia. *Cement and Concrete Composites* 18, (1996), 161-170.
221. Wang, F. T. E., Ji, S., Lui, S., and Hu, K.: **“Effect of Alkali on Expansion of Sulphoaluminate Cement”**, *J. Chinese Cera. Soc.*, 14, 3 (1986) 285-292.
222. Daerr, G. M., Punzet, M., Ludwig, U.: **“On the Chemical and Thermal Stability of Ettringite on Dehydration I”**, *Cem. Summ. Contrib. Semin.*, (1977) 42-45.
223. Ben-Yair, M.: **“The effect of chlorides on concrete in hot and arid regions”**, *Cem. Concr. Res.*, 4 (1974) 405-416.
224. San Juan, M. A.: **“Formation of chloroaluminates in calcium aluminate cements cured at high temperatures and exposed to chloride solutions”**, *Journal of Materials Science*, 32 (1997) 6207-6213.
225. Bonen, D.; Diamond, S.: **“Occurrence of large silica fume derive particles in hydrated cement paste”**, *Cem. Concr. Res.*, 22 (1992) 1059-1066.
226. Gomez-Zamorano, L. Y., Escalante, J. I.: **“Hidratación y microestructura de cemento Portland sustituido parcialmente con sílice ultrafina”**, *Materiales de Construcción*, 59, 296 (2009) 5-16.
227. Collepari, M.: **“A holistic approach to concrete damage induced by delayed ettringite formation”**, *Proceedings of Mario Collepari Symposium on Advances in Concrete Science and Technology*, (1997) 373-396.
228. Yang, R., Lawrence, C. D., Sharp, J. H.: **“Delayed ettringite formation in 4-year old cement pastes, Cement and Concrete Research”**, 26 (1996) 161-170.
229. Remond, S., Bentz, D. P., Pimienta, P.: **“Effects of the incorporation of Municipal Solid Waste Incineration fly ash in cement pastes and mortars, II: Modeling”**, *Cem. Concr. Res.*, 32 (2002) 565–576.

230. Thomas, M., Folliard, K., Drimalas, T., Ramlochan, T.: **“Diagnosing delayed ettringite formation in concrete structures”**, *Cement and Concrete Research*, 38 (2008) 841–847.
231. Castillo A.: **“Ensayos para carbonatación, grado de saturación del hormigón”**, *“XVI curso de estudios mayores de la Construcción”*, CEMCO, (2004).
232. Jafar, M. I., Dawso, J. L., John, G. D.: **“Electrochemical impedance and harmonic analysis measurements on steel in concrete”**, *electrochemical impedance: analysis and interpretation, ASTM STP 1188*. Scully, J.R., Silverman, D.C., Kending, M.W.: Eds., *American Society for testing and materials, Philadelphia*, (1993), 384-403.
233. Suryavanshi, A. K., Scantlebury, J. D., Lyon, S. B., **“Mechanism of Friedel's salt formation in cements rich in tri-calcium aluminate”**, *Cement and Concrete Research*, 26, 5 (1996) 717–727.
234. Shi XianMing, Yang ZhengXian, Tuan Anh Nguyen, SUO ZhiYong, Recep AVCI SONG ShiZhe **“An electrochemical and microstructural characterization of steel-mortar admixed with corrosion inhibitors”**, *Sci China Ser E-Tech Sci*, 52, 1 (2009) 52-66.
235. Marcotte, T. D., Hansson, C. M.: **“The effect of the electrochemical chloride extraction treatment on steel-reinforced mortar-Part II. Microstructural characterization”**, *Cement Concrete Res*, 29, 10 (1999) 1561—1568.
236. Justnes, H.: **“A Review of Chloride Binding in Cementitious Systems, Cement and concrete”**, Trondheim, Norway, (1996).
237. Verbeck, G. J., and Helmuth, R. A.: **“Structures and Physical Properties of Cement paste”**, *Proceedings, 5th International Symposium on the Chemistry of Cement*, Tokyo, Part III (1968) 1 – 32.
238. Escalante-Garcia, J. I, Sharp, J. H.: **“The microstructure and mechanical properties of blended cements hydrated at various temperatures”**, *Cement Concrete Res.*, 31, (2001), 695–702.

239. Ezziane, K., Bougara, A., Kadri, A., Khelafi, H., Kadri, E.: **“Compressive strength of mortar containing natural pozzolan under various curing temperature”**, *Cement Concrete Comp.*, 29, (2007), 587–593.
240. Canut, M. M., Geiker, M. R.: **“Pore Structure and State of Water of Mixes with Blended Cements”**, *Proceedings of XIII ICCI International Congress on the Chemistry of Cement*, Madrid, Spain, (2011)
241. Fapohunda, Ch. A.: **“Effects of blast furnace slag on chloride permeability of concrete cured at elevated temperatures”**, *Acta SATECH*, 3, 2 (2010) 119-123.
242. Thomasa, M. D. A., Hooton, R. D., Scottc, A., Zibarab, H.: **“The effect of supplementary cementitious materials on chloride binding in hardened cement paste”**, *Cement and Concrete Research*, 42,1 (2012) 1–7.
243. Marinescu, M. V. A., Brouwers, H. J. H. : **“Free and bound chloride contents in cementitious materials”**, *8th Fib PhD Symposium in Kgs. Lyngby*, Denmark, (2010) 20 – 23.
244. Kefeng, T., Qing, C.: **“Chloride Binding of Cementitious Pastes”**, *Advanced Materials Research*, 152 – 153, (2011) 363-367.
245. Jolán, C., György, B., Ferenc, D. T.: **“Chloride ion binding capacity of tetracalcium aluminoferrite”**, *Periodica Polytechnica Ser. Civ. Eng.*, 44, 2 (2000) 135–150.
246. Valenza II, J. J., Scherer, G. W.: **“Mechanisms of salt scaling”**, *Materials and Structures*, 38 (2005) 479-488.
247. Page, C. L., Vennesland, O.: **“Pore solution composition and chloride capacity binding of silica-fume cement pastes”**, *Materials and Structures*, 16, 1 (1983) 19-25.
248. Powers, T.C., Brownyard, T.L.: **“Studies of the Physical Properties**
249. **of Hardened Portland Cement Paste”**, *Proceedings of the ACI*, 43(1946) 43-49.
250. Goldman, A., Bentur, A.: **“Bond Effects in High-Strength Silica-Fume Concretes”**, *ACI Materials Journal*, 86, 5 (1989) 440-447.

251. Isaia, G. C.: **“Efeito de misturas binárias e ternárias de pozzolanas em concreto de elevado desempenho: Um estudo com vistas a corrosão das armaduras”**, *Tesis Doctoral*, Escola Politécnica da Universidade de Sao Paulo, Sao Paulo, (1995).
252. Gonzalez J, Albéniz J Feliú S: **“Metodos electroquímicos de control de la corrosion a pie de obra en estructuras sumergidas III sistemas metal/medio específicamente difíciles”**, *Revista Iberoamericana de Corrosion y Protección*, XXX, 6, (1990).
253. Sagiés, A. A., Powers, R.: **“Corrosion and corrosion control of concrete structures in Florida-What can be learned?”**, *Repair of Concrete Structures*, A. Blankvoll, ed., Norwegian Road Research Laboratory, Oslo, Norway, (1997) 49-58.
254. Goñi, S., et al: **“Microstructural characterization of the carbonation of mortars made with fly ashes”**, *Proceedings 10th ICCO*, Goteborg, (1997).
255. Moreno, E. I.: **“Valores de pH de la pasta de cemento puzolánico carbonatado”**, *Ingeniería*, Revista Académica de la Facultad de Ingeniería de la Universidad Autónoma de Yucatán, 5, 1 (2001) 33-38.
256. Andrade C., Alonso C., Sarría J.: **“Corrosion rate evaluation in concrete structures exposed to the atmosphere”**, *Cement Concrete Comp.*, 24 (2002) 55-64.
257. Andrade C., Alonso C. and Sarria J.: **“Influencia de la humedad relative y la temperature en las velocidades de corrosión de estructuras de hormigón”**, *Mater. Construcc.*, 48 (1998) 5-18.
258. American Concrete Institute: **“Guía para la Durabilidad del Hormigón”**, Informado por el Comité ACI 201-2R92, (2000).
259. Zibara, H., Hooton, R. D., Thomas, M. D. A., Stanish, K.: **“Influence of the C/S and C/A ratios of hydration products on the chloride ion binding capacity of lime-SF and lime-MK mixtures”**, *Cement and Concrete Research*, 38 (2008) 422–426.

260. Mokarem, D. W.: **“Development of concrete shrinkage Performance specifications”**, *Tesis doctoral, Faculty of the Virginia Polytechnic Institute and State University*, (2002).
261. **Plastic shrinkage cracks:** <http://www.concreteconstruction.net/concrete-construction/troubleshooting-slab-problems.aspx>
262. Kawamura M. y Icise M.: **“Characteristics of silica reaction in presence of NaCl y CaCl₂”**, *Cement and Concrete Research*, 20 (1990) 757-766.
263. Ramlochan, T., Zacarías, P., Thomas, M. D. A., Hooton, R. D.: **“The effect of pozzolans and slag on the expansion of mortars cured at elevated temperature, part I: expansive behavior”**, *Cem and Concrete Research*, 34 (2003) 807-814.
264. Chatterji, S.: **“Mechanism of the CaCl₂ attack on Portland cement concrete”**, *Cem. and Concr. Res.*, 8 (1978) 461 -468.
265. Skoog, D., West, D., Holler, F.: **“Determinación de cloruros por el método de Mohr”**, *Química Analítica. 6 Ed. Mc Graw-Hill. México*, (1995).
266. UNE-112-011-94: **“Corrosión de armaduras determinación de la profundidad de carbonatación en hormigones endurecidos y puestos en servicio”**, *Norma española*, (1994).
267. Moreno Eric I.: **“Determinación del pH de la solución de los poros de concreto después de un proceso acelerado de carbonatación”**, (2006).
268. E. Moreno.: **“Accelerated carbonation - induced corrosion of reinforcing steel bars in blended cement concrete”**, *Master “s Thesis, University of South Florida*, May (1996).
269. Andrade, C., Alonso, M.: **“Application of Accelerated Corrosion Tests to Service Life Prediction of Materials”**, *ASTM STP 1194, eds., G. Cragnolino and N. Sridhar* (Philadelphia, PA: American Society for Testing and Materials, (1994), 282.

270. Papadakis V., Vayenas C., and Fardis M.: **“Fundamental modeling and experimental investigation of concrete carbonation”**, *ACI Mats, J.*, 88, 4 (1991) 363.
271. Weber H.: **“Methods for calculating the progress of carbonation and the associated life expectancy of reinforced concrete components”**, *Betonwerk + Fertigteil Technik*, 8 (1983) 508-514.
272. Baker, R.: **“Initiation period”**, *Corrosion of steel in concrete*, P. Schiessl (Ed.), Chapman & Hall, London, UK, (1988) 22-25.
273. Moreno, E., Sagüés, A.: **“Carbonation-induced corrosion on blended cement concrete mix designs for highway structures”**, *CORROSION/98, Paper 636, NACE International*, Houston, TX. (1998).
274. Castro, P., Sanjuán, M., Genescá, J.: **“Carbonatación natural del concreto expuesto en ambiente marino”**, *Memorias del XII Congreso Nacional de la Sociedad Mexicana de Electroquímica*, México, (1997) 51.
275. Veleva L., Castro P., Hernandez Duque G. and Schorr M.: **“The corrosion performance of steel and reinforced concrete in a tropical humid climate. A review”**, *Corrosion Reviews*, 16, 3 (1998) 235-284.
276. Andrade, C., Castelo, V., Alonso, C., Gonzalez, J.A.: **“The determination of the corrosion rate of steel embedded in concrete by the R pon A.C. impedance methods”**, *ASTM-STP 906*, (1986), 43-64. Elsener, B and Böhni, H. “Corrosion rates of steel in concrete, Berke N. S., Chaker V. and Whiting D. (Eds.), *ASTM STP 1065*, (1990), 143-156.
277. Andrade, C., González, J. A.: **“Quantitative measurements of corrosion rate of reinforcing steels embedded in concrete using polarization resistance measurements”**, *Werkstoffe und Korrosion* 29, (1978) 515-519.
278. Torres Acosta, A. A.: **“Periodo de iniciación de la corrosión (T1) en estructuras de concreto expuestas a un ambiente marino”**, *Revista internacional Construlink (RIC)*, 2, 5 (2004) 1645-576.

279. Martínez Sierra, I. M.: **“Técnicas electroquímicas aplicadas al estudio de la corrosión de armaduras”**, *Prestaciones del hormigón armado frente a la durabilidad: nuevas tendencias y modelos de deterioro*, CEMCO (2004).
280. Andrade, C., González, J.A.: **“Métodos electroquímicos semicuantitativos de estudio de la corrosión por picaduras del acero para armaduras de hormigón”**, *Materiales de construcción*, 168, (1977).
281. González, J.A., Andrade, C., Escudero, M. L.: **“Corrosión de las armaduras por carbonatación del hormigón”**, *Rev. Iber. Corros. y Prot.*, XV, 4 (1984).
282. Hernández-Duque G., Carpio, J., Martínez L., Pérez, T.: **“Severe Corrosion of a Gulf of Mexico Bridge”**, *Materials Performance*, 32, 12 (1994).
283. Castro P.: **“Difusión y corrosión por iones cloruro en concreto reforzado”**, *Tesis doctoral, UNAM*, (1995).
284. Alonso, M., Andrade, C., González, J. A.: **“Relation between resistivity and corrosion rate of reinforcements in carbonated mortar made with several cement types”**, *Cement and Concrete Research*, 8, (1988) 687-698.
285. Molina, A., Andrade, C., Alonso, M., González, J. A.: **“Factores controlantes de la velocidad de corrosión de las armaduras embebidas en morteros de cemento”**, *Rev. Téc. Ing., Univ. Zulia*, 8, 2 (1985).
286. Buenfeld, N. R., Newman, J. B.: **“The Resistivity of Mortars Immersed in Sea- Water”**, *Cement and concrete Research*, 16, 4 (1986) 511-524.
287. McKenzie, S. G.: **“Techniques for monitoring corrosion of steel in concrete”**, *Corrosion Prevention and Control*, (1987) 11-17.
288. Rodríguez, J., Aragoncillo, J., Andrade, C., Izquierdo.: **“Manual de evaluación de estructuras afectadas por corrosión de la armadura”**, *Manual CONTECVET IN 30902I*, Instituto Eduardo Torroja – Geocisa, (1998).
289. Andrade, C., González, J. A.: **“Quantitative measurements of corrosion rate of reinforcing steels embedded in concrete using polarization resistance measurements”**, *Werkstoffe und Korrosion* 29, (1978), 515-519.
290. Hidalgo, A.: **“Ataque al hormigón por aguas ácidas y naturales: microestructura y ensayos para su caracterización”**, *Cursos de estudios*

mayores de la construcción Prestaciones del hormigón armado frente a la durabilidad: nuevas tendencias y modelos de deterioro, CEMCO, (2004).

- 291.** Alonso, C., Andrade, C.: **“Corrosion in Steel reinforcement in carbonated mortar”**, *Advances in cement research*, 1, 3 (1988) 155-163.

APÉNDICE I

Determinación de cloruros totales vía método de Mohr

- De acuerdo con el procedimiento plasmado en la **Figura 113**, se depositó 1 gramo de muestra en un contenedor y se añadieron 70 ml de agua destilada; posteriormente se pusieron a hervir por un lapso de 5 min. Después, la muestra fue filtrada y el agua recuperada fue vaciada en un matraz y enseguida fue aforada a 100 ml utilizando agua bidestilada. Finalmente los 100 ml de agua fueron depositados en un recipiente hermético para su posterior determinación de cloruros totales.
- Dicha determinación se efectuó siguiendo el procedimiento sugerido por MOHR⁽²⁶⁵⁾; Para ello, se prepararon reactivos a base de AgNO_3 (nitrato de plata como valorante) y KCrO_4 (cromato de potasio como indicador). Ambos reactivos fueron preparados empleando agua bidestilada al 1% molar (**Figura 114**). Así mismo se preparó una solución de cloruro de sodio al 1% molar la cual fue empleada como estándar para verificar si efectivamente los reactivos empleados fueron preparados de una manera efectiva y con ellos tener certeza en los resultados posteriores.



Figura 113.- Procedimiento empleado para la determinación de cloruros totales del NSG.

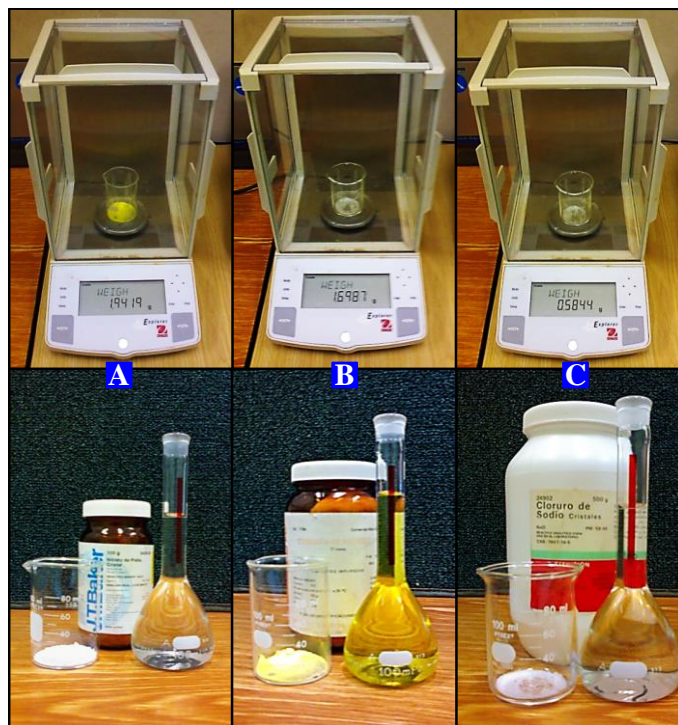


Figura 114.- Reactivos empleados para la determinación de los cloruros totales, preparados al 1% molar:

1) AgNO_3 , 1) K_2CrO_4 , 2) NaCl .

- Una vez preparados los reactivos, se procedió a determinar la concentración de los cloruros totales en el agua previamente preparada; para ello, fueron extraídos de esta, 3 volúmenes de agua en alícuotas de 10 ml. Cada volumen de 10 ml de agua fue depositado de manera independiente en un vaso de precipitado al cual se le agregaron 3 gotas de solución cromato de potasio.
- La solución de nitrato de plata fue depositada en una bureta (25 ml), la cual fue suspendida en un dispositivo para su manipulación.
- Se procedió a realizar la determinación de los cloruros totales contenidos en el agua previamente preparada. Para ello, el vaso de precipitado que contenía dicha agua, fue colocado bajo la bureta; enseguida, la boquilla de la bureta fue abierta y las gotas de nitrato de plata empezaron a caer sobre el agua de tal forma que la coloración de ella empezó a cambiar. Al a par, mientras las gotas del nitrato de plata caían, manualmente el vaso de precipitado donde estas caían, era agitado para homogenizar la mezcla, de manera que se obtenía en ella un viraje de

amarillo claro a rojo. Tras obtener en el agua este cambio de coloración, la boquilla de la bureta era cerrada (**Figura 115**).

- Finalmente la cantidad de valorante utilizada (ml de volumen de AgNO_3), era registrada y con este dato se procedía a realizar la determinación de la concentración de cloruros totales auxiliándose de fórmulas químicas.



Figura 115.- Cambio de viraje exhibido en el agua que contenía los cloruros provenientes del NSG.

APÉNDICE II

Preparación de muestras para análisis químico vía FRX

Para efectuar el análisis semicuantitativo de los materiales cementantes, se realizó el siguiente procedimiento (ver **Figura 116**):

- Se pesaron 10 gramos de material (no calcinado) y se depositaron en el interior de un molino de anillos (fabricado de tungsteno); enseguida se añadieron dos pastillas de cera de marca multimix binder (las cuales son utilizadas para facilitar la posterior compactación del material).
- Posteriormente se colocó el molino en el equipo de molienda y el material fue molido por un lapso de 40 segundos. Enseguida el material fue extraído del molino y los restos de fueron recuperados utilizando una brocha.
- Después, el material molido fue depositado en el interior de un dado, el cual, tras ser sellado, fue sometido a un proceso de prensado aplicándole una presión de 2 toneladas. Finalmente el material compactado en forma de pastilla, fue removido del interior del dado para su posterior análisis mediante FRX.

Referente al análisis cuantitativo de los materiales cementantes (empleando el método de pastilla de vidrio, ver **Figura 117**), se realizó el siguiente procedimiento:

- En un crisol de platino previamente secado y tarado, se depositaron 5 gramos de material y enseguida fue introducido en un horno eléctrico el cual se encontraba a una temperatura de 950°C, permaneciendo en este ambiente un lapso de 5 horas, esto, con el fin de calcinar el material.
- Posteriormente, el crisol fue extraído del interior del horno y se dejó enfriar dentro de un desecador, hasta llegar a temperatura ambiente. Después del enfriamiento, se extrajo 1 gramo del material calcinado y se depositó en un crisol de platino previamente tarado. Enseguida, se añadieron 8 gramos de

material fundente (tetraborato de litio) y en conjunto con el gramo de material calcinado, fueron homogenizados dentro de este crisol.

- Enseguida el crisol fue colocado en un horno de gas y se dejó calentar por un lapso de 20 minutos a 1300°C con el fin de que los materiales previamente depositados, se fundieran. Tras este proceso, los materiales en estado líquido fueron depositados en un contenedor cilíndrico, de manera que se enfriaron hasta llegar a temperatura ambiente (24°C), temperatura a la cual solidificaron, adquiriendo de esta forma, una pastilla de vidrio la cual finalmente fue caracterizada por FRX.



Figura 116.- Procedimiento utilizado para la caracterización de los materiales cementantes mediante FRX a través del método de prensado de polvos.



Figura 117.- Procedimiento utilizado para la caracterización de los materiales cementantes mediante FRX a través del método pastilla de vidrio.

APÉNDICE III

Acondicionamiento de moldes para vaciado

Los tubos de PVC fueron seccionados en tramos longitudinales de 11.7 cm y cortados en un torno. Después a todos los tramos de “moldes cilindros” se les realizó una corte longitudinal de extremo a extremo y ambos extremos fueron pulidos con lija de carburo de Silicio # 320 y 880 de manera que se obtuvo una longitud en el cilindro de 11.5 cm. Las placas de acrílico fueron maquinadas en una fresadora con la cual fueron elaborados 18 círculos en cada placa. Los círculos fueron realizados para obtener un diámetro interior y exterior respectivamente, de manera que el claro entre diámetros fue de 5 mm con una profundidad de 5 mm. Este claro fue en el cual se realizó el ensamble de los moldes cilíndricos de PVC.

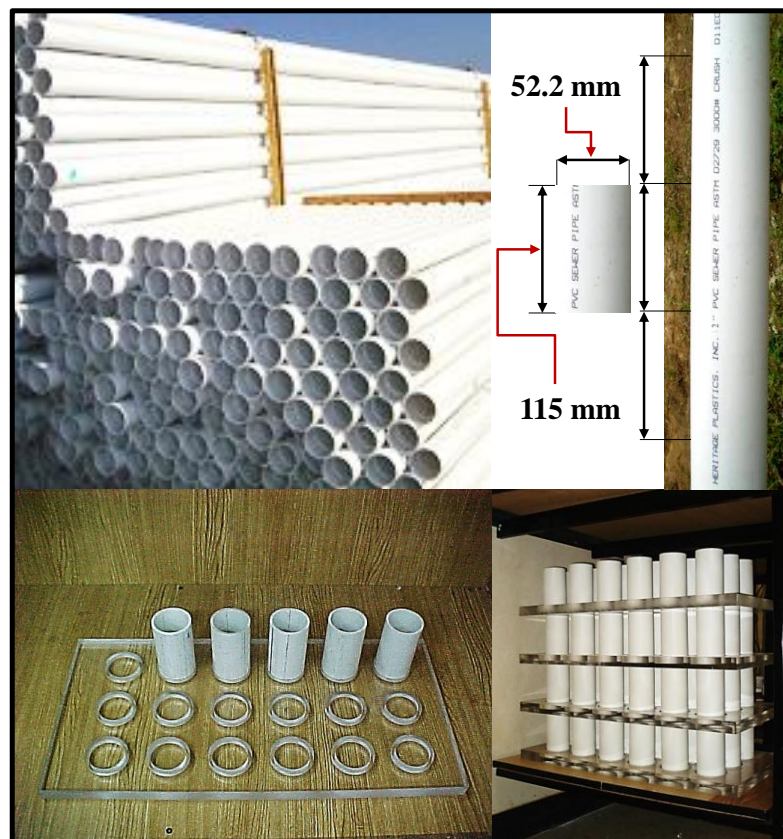


Figura 118.- Procedimiento para la fabricación de los moldes.

Fue seleccionado un extremo de cada cilindro (cualquiera de los 2 que tiene, para posteriormente, este extremo sea del que se ensamble el cilindro en cualquiera de los orificios de una placa de acrílico) para aplicarle internamente en toda la circunferencia (periferia), una capa de plastilina, de manera que quedara cubierta una longitud (a partir del extremo en dirección interna del cilindro) de 1.5 cm.



Figura 119.- Procedimiento para el acondicionamiento de los moldes.

- Se colocaron sobre una mesa de trabajo las placas de acrílico y estas fueron cubiertas por una capa de cera la cual fue aplicada con una brocha e inmediatamente cada cilindro fue ensamblado en uno de los orificios de las placas. Durante el ensamble, fue necesario incrustar la punta de un desarmador en el corte longitudinal del cilindro con el fin de incrementar su diámetro y de esta manera poderlo fácilmente ensamblar en el orificio de la placa, cuidando

que la capa de plastilina no se desprendiera de la superficie en la que fue aplicada.

- Una vez ensamblado el cilindro, sobre este fue ensamblada una abrazadera, colocándola a una distancia de 4 cm con respecto a la superficie de placa de acrílico, y fue ajustada a tope, de manera que el cilindro no pudiera ser desensamblado. Después, si existió un exceso de plastilina, este fue retirada y se prosiguió a colocar cinta adhesiva sobre el corte longitudinal asegurándose de que esta quedara bien adherida a la superficie del cilindro. La aplicación de plastilina y de cinta en los cilindros fue necesaria para evitar un drenado de la mezcla o permeabilidad de agua, hacia fuera de los cilindros.
- Posteriormente toda la superficie interna de los cilindros fue cubierta por cera con ayuda de una brocha.

APÉNDICE IV

Técnica para la determinación de la velocidad de carbonatación

El nivel de afectación que los concretos presentan a causa del fenómeno de carbonatación puede ser determinado mediante la medición del frente de carbonatación que se realiza en estos a través de ensayos de tipo calorimétricos, que consisten en rociar sobre la superficie en estudio del concreto, un indicador ácido-base (pH), de manera que éste ponga de manifiesto cambios de color en el concreto y con ello poder determinar las zonas afectadas por la carbonatación, comúnmente denominada profundidad de carbonatación.

De acuerdo a la norma UNE 112-011-94 ⁽²⁶⁶⁾, “la medida de la profundidad de la capa carbonatada en un concreto se fundamenta en la determinación de la reducción en la alcalinidad que supone la carbonatación, la cual puede ponerse de manifiesto con el uso de un indicador de pH, haciéndola visible por cambios de coloración”.

Para ello el indicador de pH utilizado en estos ensayos es elaborado mediante la disolución al 1% de fenolftaleína disuelta en alcohol etílico al 70%, la cual resulta ser incolora cuando es aplicada en soluciones cuyo pH es inferior a 8. En soluciones cuyo pH se encuentra entre 8 y 9.5, el indicador se torna en una coloración de rosa a rojo purpura según evolucione el pH. En el caso de soluciones con pH superiores al 9.5 exhibe un color rosa púrpura. Cabe resaltar que esta técnica solo indica un valor aproximado de pH, ya que la fenolftaleína presenta un rango de viraje de pH de 8.2 a 10.0, siendo incolora por debajo de 8.2 y presentando un color rosado fuerte (fucsia) por encima de 10. Por lo tanto, la prueba de la fenolftaleína sólo nos indica cuando el concreto tiene un pH menor de 8.2 o mayor de 10.0 ⁽²⁶⁷⁾.

La velocidad de avance del frente carbonatado es de vital importancia para calcular el tiempo que tardará éste en llegar al acero de refuerzo. La predicción de la velocidad de carbonatación suele ser modelada de una manera muy sencilla y eficaz ^(268 - 270), esto, relacionando la profundidad de carbonatación con la raíz cuadrada del tiempo de exposición, empleando la siguiente expresión:

$$X_{CO_2} = K_{CO_2} \cdot \sqrt{t} \quad \text{ec. 36}$$

Donde X_{CO_2} = profundidad carbonatada (mm)

K_{CO_2} = Constante de carbonatación ⁽²⁷¹⁾ (mm/año^{0.5})

T = tiempo de exposición (años)

El factor K_{CO_2} dependerá fundamentalmente del tipo de concreto y de las características del ambiente de exposición. Además, con los resultados obtenidos de las pruebas de campo en la determinación de la profundidad de carbonatación es muy factible realizar una predicción de la misma y el tiempo en el cual la carbonatación alcanzara en determinado momento el acero de refuerzo del concreto,

La velocidad de carbonatación o El coeficiente de carbonatación (K) depende de varios factores como el tipo y cantidad de cemento utilizado, la porosidad de concreto, tiempo de curado, tipo y calidad de los minerales o adiciones puzolánicas ^(272, 273), así como las condiciones atmosféricas, sobre todo en ambientes tropicales pueden aumentar la agresividad del dióxido de carbono ^(274, 275).

APÉNDICE V

Técnicas electroquímicas para determinar la velocidad de corrosión en los aceros de refuerzo

En el mundo actual es de enorme relevancia la evaluación de estructuras afectadas por corrosión ya que es posible cuantificarles el grado de afectación y así mismo estimarles la vida residual con la finalidad de plantear criterios para realizarles una reparación. Existen para ellos diversas técnicas electroquímicas que nos permiten conocer las características físicas y eléctricas del sistema (estructuras de concreto armado) mediante las cuales es posible determinar la velocidad de corrosión in situ de los aceros⁽²⁷⁶⁾, tanto en laboratorio como en campo, cuyas técnicas son de carácter no destructivo.

Dichas técnicas son las curvas de polarización, media celda, voltimetría cíclica, resistencia a la polarización y espectroscopia de impedancia electroquímica, de las cuales las últimas dos son las más utilizadas en la actualidad. Todas estas técnicas aportan información que se complementa con apreciaciones visuales de deterioro físico (como cuarteaduras) y químicas (carbonatación y penetración de cloruros principalmente).

La resistencia a la polarización lineal (R_p) es una de las técnicas electroquímicas que más ha sido utilizada en los últimos 50 años para determinar la velocidad de corrosión en sistemas tan diversos como concretos, pinturas e incluso en el área de los alimentos. En el caso de su aplicación en el área de estructuras de concreto armado, para el análisis del estado pasivo o corrosivo de los aceros, es importante que se conozca la longitud del acero sobre la que esté actuando la corriente. La R_p es la habilidad que un material tiene para ceder o ganar electrones, en otras palabras, es la factibilidad con la cual un metal tiende a sufrir o no corrosión.

La técnica de R_p consiste en la aplicación de señales de potencial y el registro de su respuesta en valores de corriente, o bien la aplicación de señales de corriente y el registro de la respuesta en valores de potencial. De las dos maneras, se polariza la interface (acero/concreto) y su respuesta es característica de cada sistema bajo estudio. Cuando se emplea la aplicación de potencial, este suele ser en pequeñas cantidades ($\Delta E \leq 10$ mV incluso igual a 20 mV) con la finalidad de polarizar el acero de refuerzo y de esta manera analizar su efecto en el potencial que suele exhibir la media celda.

El potencial es aplicado auxiliándose de un electrodo adicional o de referencia. La R_p para un acero embebido en concreto puede determinarse mediante la relación existente entre un voltaje aplicado (salido del potencial de E_{corr}) y el paso de la corriente I cuando el metal es ligeramente polarizado (20-50mV) de su potencial libre de corrosión. Esto también puede ser definido como la pendiente del potencial/corriente o curva de polarización del potencial/corriente ^(277, 166).

$$R_p = \left(\frac{\Delta E}{\Delta i} \right) \Delta E \rightarrow 0 \quad \text{ec. 37}$$

Donde i es densidad de corriente de corrosión e $i = \Delta I/S$ donde S es el área del acero polarizada. Los parámetros electroquímicos que brindan una información confiable y que es posible obtener mediante esta técnica son: el potencial de corrosión (E_{corr}), la caída óhmica y la densidad de corriente de corrosión (i_{corr}). Existen corrosímetros comerciales que determinan simultáneamente todos estos parámetros, los cuales son fundamentales para saber el estado en el que una estructura de concreto armado se encuentra. A pesar de ciertas limitaciones, la técnica de R_p , ha sido probada para evaluar el proceso de corrosión con exactitud razonable.

A) Potencial de corrosión

Cuando un acero embebido en el concreto se encuentra en estado despasivante (corroído) existe en él una diferencia de potencial eléctrico entre sus áreas de media

celda anódicas y catódicas. Dicha diferencia de potencial eléctrico puede ser determinada por comparación con una celda de referencia normalizada (la cual tiene un valor constante conocido ⁽²⁷⁸⁾) la cual se pone en contacto con la superficie del concreto de manera que el potencial obtenido es llamado potencial de corrosión (E_{corr}) cuyo valor es de carácter cualitativo e indica un riesgo de corrosión.

Cabe señalar que el E_{corr} no cuantifica la proporción de metal que se corroe por unidad de área, por tal razón los valores obtenidos deben de considerarse solo como valores orientativos ⁽²⁷⁹⁾. El E_{corr} es la medición de un parámetro termodinámico que aunque muy útil (ya que revela el estado superficial de los aceros) no da información acerca de la cinética o velocidad con la que procede la corrosión.

Existen distintos criterios establecidos por normas internacionales, mediante los cuales es posible interpretar las mediciones de potencial obtenidas en sistemas estructurales (concreto-aceros). En la **Tabla 39** se presentan los intervalos de valores de E_{corr} de acuerdo a la norma ASTM C-876-91 ⁽¹⁶⁷⁾, que indican la probabilidad de corrosión y corresponden a un electrodo de referencia de cobre. Así mismo se presentan los valores de potencial de corrosión en caso de que el electrodo de referencia utilizado fuese de calomenlanos. Diversos autores han encontrado divergencias con el criterio que sigue la norma, mencionando que no es precisa para todas las condiciones de exposición.

Los E_{corr} de aceros y elementos de acero en concreto después de alcanzar un valor cuasi-estacionario (periodo de años), pueden estar entre -0.420 y -0.380 VSCE; lo cual, de acuerdo con el criterio de la norma ASTM para condiciones de corrosión predicen un riesgo alto (90%) de corrosión.

Aunque la medida de un potencial electroquímico no aporta información cuantitativa sobre la velocidad de corrosión, ofrece indicaciones cuantitativas que pueden complementarse con otros ensayos

B) Velocidad de corrosión

Para que la corrosión de un acero embebido en un concreto se efectúe debe ser completado el circuito eléctrico entre las áreas anódicas y catódicas del acero, con un flujo de iones y electrones entre estas áreas (densidad de corriente de corrosión, i_{corr}). La magnitud de la i_{corr} es una medida directa de la velocidad de corrosión con la cual el acero está siendo afectado y puede definirse como es la pérdida de metal por unidad de superficie y tiempo, las unidades básicas son de g/cm^2 día, aunque la forma usual de definirla a partir de medidas de tipo electroquímicas es en $\mu\text{A/cm}^2$ o A/cm^2 y los cuales pueden ser transformados en unidades de penetración (mm/año) empleando los valores de la densidad del metal. Similar a un circuito eléctrico, la i_{corr} puede ser limitada por la resistencia del circuito. En este caso, un factor importante es la resistencia eléctrica del concreto ^(280 - 287).

Existen actualmente algunos equipos para determinarla entre ellos están los potencióstatos y galvanostatos que son capaces de medir la resistencia a la polarización lineal que se relaciona directamente con la i_{corr} a través de la fórmula del método propuesto y difundido por Stern y Geary ⁽¹⁶⁶⁾ y citado por muchos autores:

$$R_p = \frac{B}{i_{\text{corr}}} \text{ ec. 38}$$

Donde B es una constante que oscila entre 26 y 52 V o mV, R_p está dada en ohms.cm^2 y la i_{corr} en $\mu\text{A/cm}^2$.

En ensayos realizados a inicios de la década de los 70s se empezó a adoptar un valor de 26mV para el estado activo de corrosión y durante este estudio se trabajó con el valor de 26 mv (empleado en aceros que no tienen recubrimiento ⁽²⁸⁹⁾ y 52 mv (empleado en aceros recubiertos con resinas epóxicas) para estado pasivo, ambos correspondientes a aceros embebidos en concretos el cual corresponde a fenómenos de corrosión en aceros.

La cantidad de un metal uniformemente corroído durante un periodo de tiempo se puede determinar empleando la segunda ley de F araday, As ı el peso m del metal corroído en una solución acuosa en un tiempo t será igual a:

$$m = \frac{MIt}{zF} \quad \text{ec. 39}$$

Donde

m = masa atómica del consumido

la M = es la masa atómica del metal (g/mol, 55.847 para el hierro)

n o z =es el número de electrones/átomo transferidos (producidos o consumidos en el proceso de corrosión, para este caso la carga iónica del hierro será 2)

F =es la constante de F araday (96,500c)

δ = es la densidad del metal

I = flujo de corriente (A)

T = tiempo en segundos

Los valores que se obtienen de corriente est n en $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ que pueden ser transformados en pérdida de espesor/tiempo mediante la ley de F araday:

$$\frac{\mu\text{m}}{\text{año}} = \left(\frac{M}{\delta n \cdot F} \right) \times i_{\text{corr}} = 11.6 i_{\text{corr}} \quad \text{ec. 40}$$

La velocidad de corrosión puede ser determinada a partir de los valores de densidad de corriente de corrosión :

$$\frac{V_{\text{corr}}(\text{mm})}{\text{año}} = 0.0116 \frac{i_{\text{corr}}(\mu\text{A})}{\text{cm}^2} \quad \text{ec. 41}$$

Las medidas de la velocidad de corrosión se pueden efectuar en piezas pequeñas como lo fue es el caso de esta investigación, donde el área de la acero es conocida. Existen diversos criterios de evaluación de la velocidad de corrosión (**Tabla 43**), el límite entre corrosión activa y pasiva se sitúa entre 0.1 y 0.2 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$, que en corrosión generalizada

suponen 1-2 mm/año. Este criterio se aplica cuando el proceso da lugar a la formación de herrumbre. Si el óxido es invisible al ojo humano las velocidades de corrosión de 0.5 a 1 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ no dan lugar a la fisuración del recubrimiento debido al carácter no expansivo de los óxidos. Los valores máximos de velocidad de corrosión que se han detectado a escala de laboratorio están en el orden de 100 a 200 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$.

Por otro lado, una clasificación de los valores de i_{corr} en términos de vida útil son: < 0.1 el nivel de corrosión es despreciable, de 0.1-0.5 es moderado, 0.5-1 es elevada y >1 es muy elevada.

C) Resistividad eléctrica

La resistividad eléctrica es una propiedad que posee cada material y corresponde al recíproco de su conductividad. La determinación de la resistividad eléctrica permite dar una evaluación no destructiva en los concretos, de manera que es posible estudiar las grietas, la porosidad abierta o capilar. Depende en gran proporción del grado de saturación de los poros del concreto y en menor grado de la hidratación de la pasta y de la presencia de sales disueltas en la fase acuosa. En concretos, está en función del tipo de cemento, adiciones orgánicas, relación agua cemento, porosidad de la estructura, entre otros ⁽²⁸⁸⁾.

Cuando un concreto que se encuentra seco, su resistividad eléctrica es muy alta lo cual impide que el fenómeno de corrosión se desencadene aun y cuando exista la ausencia de la capa pasivante en el acero. Sin embargo, una es alta se ha observado que la resistividad en concretos reemplazados con altos contenidos de adiciones minerales, aumenta perceptiblemente ya que los productos de hidratación precipitados a raíz de la reacción puzolánica, suelen ser muy finos ⁽²⁹⁰⁾.

De acuerdo con diversos autores ^(169, 170), existe una relación directa entre la resistividad y la intensidad de corrosión, la cual se ha representado mediante el esquema de la siguiente figura:

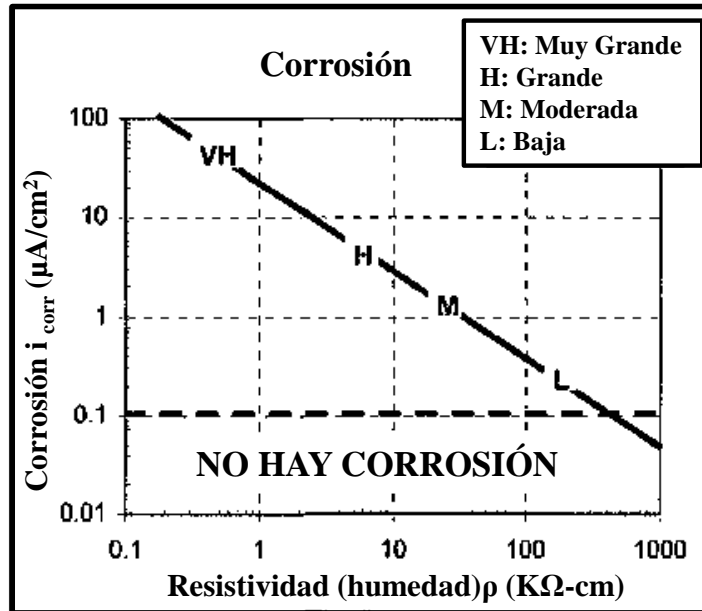


Figura 120.- Relación general teórica existente entre los valores de la velocidad de corrosión (i_{corr}) y los de la resistividad (ρ) ⁽²⁹¹⁾.

De acuerdo a este gráfico, se ha deducido la siguiente ecuación ⁽²⁹¹⁾:

$$i_{\text{corr}} = \frac{30}{\rho} \quad \text{ec. 42}$$

Donde i_{corr} es la intensidad de corrosión en $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ y ρ es la resistividad en $\text{K}\Omega\cdot\text{cm}$. Esta ecuación fue aplicada a los valores de intensidad de corrosión obtenidos experimentalmente, con el fin de estimar su correspondiente valor de resistividad y poder correlacionar ambos valores. La **Tabla 47** muestra los rangos de resistividad en los cuales es posible detectar si un acero presenta corrosión.

El grado de saturación de agua en los poros se ve reflejado en los valores de resistividad eléctrica (determinados mediante mediciones en concretos) y en la disponibilidad de

oxígeno a nivel del acero, de modo que cuando existe una saturación de agua en los poros, la resistividad alcanzará valores mínimos, al igual que la disponibilidad de oxígeno también, puesto que este tiene que disolverse en el agua de los poros, por tanto, la velocidad de corrosión se ve reducida a falta del oxígeno. Cuando los poros se empiezan a secar, la disponibilidad de oxígeno para el acero se hace factible de manera que la velocidad de corrosión incrementa.