

Evaluación de la Corrosión de Aceros al Carbono Expuestos a Ambientes de CO₂
Supercrítico y *Flue Gas* –Vapor de Agua

Juan Carlos Orozco Agamez

Trabajo de grado para optar al título de Doctor en Ingeniería Química

Directores:

Ph.D. Darío Yesid Peña Ballesteros.

Dr.Sc. Viatcheslav Kafarov

Asesor Internacional:

Ph.D. Dongyang Li

Universidad Industrial de Santander

Facultad de Ingenierías Fisicoquímicas

Escuela de Ingeniería Química

Doctorado en Ingeniería Química

Bucaramanga

2026

DEDICATORIA

A aquel adolescente que al iniciar su carrera universitaria plantó semillas de sueños, hoy cosecha frutos que nutren nuevas ambiciones.

A mi hija, Alice, pequeña maestra que, sin saberlo, esculpe en mí al padre que ella merece ver reflejado.

A mi esposa, cómplice de esta travesía, por tejer con paciencia y constancia el puente entre lo que soñamos y lo que hoy celebramos.

A mis padres y hermanos, faros constantes cuya luz ha iluminado cada paso de este sendero.

A mis amigos, por su constante apoyo.

AGRADECIMIENTOS

Agradezco primero a Dios por su bondad constante y por proveerme las capacidades y oportunidades necesarias para alcanzar esta meta trascendental en mi vida.

A la vida misma, por permitir que los caminos convergieran en Bucaramanga y la Universidad Industrial de Santander, cumpliendo un sueño de la infancia. A esta universidad y esta ciudad, de la cual me siento un hijo adoptivo, mi profunda gratitud.

Al profesor Darío Yesid Peña Ballesteros, por su apoyo incondicional, confianza, orientación y enseñanzas invaluableles. Su guía ha sido fundamental en cada etapa de este proceso.

Al profesor Kafarov, por abrirme las puertas de la universidad. Su confianza depositada en aquel momento inicial y mantenida hasta hoy ha sido vital para la materialización de este logro.

A los profesores de la Escuela de Ingeniería Química e Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de Materiales, quienes han demostrado su apoyo constante y la mejor voluntad para contribuir con mi formación profesional.

A los Laboratorios de Microscopía, Grupo de Investigaciones en Minerales, Biohidrometalurgia y Ambiente, Ciencia de Superficie y Difracción de Rayos X, por sus contribuciones técnicas fundamentales que enriquecieron el conocimiento plasmado en este documento.

A mis compañeros del Grupo de Investigaciones en Corrosión, Centro de Investigación para el Desarrollo Sostenible en Industria y Energía, y Grupo de Recobro Mejorado, por su colaboración permanente y aportes al desarrollo de este logro.

A los compañeros de la empresa Biotech Innovation SAS, por su constante y generosa ayuda.

A la Universidad de Alberta, especialmente a mi asesor internacional PhD. Dongyang Li, por aceptarme en su grupo de investigación y por cada una de las enseñanzas brindadas durante mi estancia internacional.

A Minciencias, cuyo apoyo financiero fue fundamental para el desarrollo de esta investigación.

Al Instituto Colombiano del Petróleo y Energías de la Transición (ICPET), a través de sus laboratorios de DRX/EDX.

Finalmente, a la empresa Biotech Innovation SAS, a través de su Centro de Investigación en Soluciones Tecnológicas e Innovación Energética para el Desarrollo Sostenible y Social, por confiar en el conocimiento desarrollado en esta investigación y contribuir con el desarrollo tecnológico para que este conocimiento continúe trascendiendo.

A todos ustedes, mi más sincero agradecimiento por hacer posible este sueño convertido en realidad.

TABLA DE CONTENIDO

| | | |
|--------|---|----|
| 1. | PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA..... | 28 |
| 2. | ESTADO DEL ARTE Y MARCO TEÓRICO..... | 31 |
| 2.1. | Aceros API N-80 y API P-110..... | 34 |
| 2.2. | Fundamentos de la corrosión..... | 35 |
| 2.3. | Cinética en procesos corrosivos relacionados a atmósferas gaseosas..... | 35 |
| 2.3.1. | Velocidad de corrosión..... | 36 |
| 2.3.2. | Ley cinética lineal..... | 36 |
| 2.3.3. | Ley cinética para procesos controlados por difusión..... | 36 |
| 2.3.4. | Procesos de difusión y límite de fase..... | 37 |
| 2.3.5. | Mecanismos de reacción sistemas CO ₂ supercrítico..... | 37 |
| 2.3.6. | Termodinámica en procesos de corrosión..... | 39 |
| 2.3.7. | Termodinámica en procesos de corrosión..... | 40 |
| 2.3.8. | Corrosión asociada a procesos de CO ₂ como método de recobro mejorado..... | 42 |
| 3. | HIPÓTESIS..... | 50 |
| 4. | OBJETIVOS..... | 51 |
| 4.1. | Objetivo general..... | 51 |
| 4.2. | Objetivos específicos..... | 51 |
| 5. | METODOLOGÍA..... | 52 |
| 5.1. | Obtención de mezclas de estudio y determinación de variables..... | 52 |
| 5.1.1. | Obtención de atmósferas de estudio..... | 52 |
| 5.1.2. | Determinación de variables..... | 53 |
| 5.2. | Caracterización de los materiales de estudio. | 54 |
| 5.3. | Estudio de simulación termodinámica. | 54 |
| 5.3.1. | Construcción del diagrama de Ellingham. | 54 |
| 5.3.2. | Construcción del diagrama de equilibrio. | 54 |
| 5.3.3. | Obtención de productos teóricos. | 55 |

| | |
|--|----|
| 5.3.4. Simulación electroquímica. | 55 |
| 5.4. Diseño y montaje experimental. | 55 |
| 5.4.1. Diseño experimental. | 55 |
| 5.4.2. Montaje experimental y pruebas preliminares. | 57 |
| 5.5. Elaboración y caracterización inicial de los materiales. | 57 |
| 5.5.1. Proceso de elaboración de cupones de los materiales de estudio. | 57 |
| 5.5.2. Caracterización inicial de los materiales de estudio. | 58 |
| 5.6. Exposición a las condiciones de estudio y caracterización de los materiales. | 58 |
| 5.6.1. Experimentación. | 59 |
| 5.6.2. Caracterización de los materiales por medio de las técnicas SEM, EDS, DRX y XPS. | 59 |
| 5.7. Estudio sinérgico. | 60 |
| 5.8. Desarrollo del modelo termodinámico. | 61 |
| 5.9. Estudio de los mecanismos de corrosión. | 61 |
| 5.10. Recomendaciones de mitigación y prevención. | 61 |
| 6. RESULTADOS. | 62 |
| 6.1. Capítulo 1: Ambiente de dióxido de carbono. | 69 |
| 6.1.1. Efecto de las variables temperatura y presión sobre variación de masa para el acero API N-80 en el ambiente de CO ₂ | 69 |
| 6.1.2. Efecto del tiempo sobre la variación de masa para el acero API N-80 en el ambiente de CO ₂ | 74 |
| 6.1.3. Efectos de las variables temperatura y presión sobre velocidad de corrosión para el acero API N-80 en el ambiente de CO ₂ | 75 |
| 6.1.4. Efecto del tiempo sobre la velocidad de corrosión para el acero API N-80 en el ambiente de CO ₂ | 79 |
| 6.1.5. Análisis de metalografía para el acero API N-80 en el ambiente de CO ₂ | 80 |
| 6.1.6. Análisis de Microscopía Electrónica de Barrido para el acero API N-80 en el ambiente de CO ₂ | 81 |
| 6.1.7. Efecto de las variables temperatura y presión sobre variación de masa para el acero API P-110. | 84 |

| | |
|---|-----|
| 6.1.8. Efecto del tiempo sobre la variación de masa para el acero API P-110..... | 88 |
| 6.1.9. Efectos de las variables temperatura y presión sobre velocidad de corrosión para el acero API P-110. | 89 |
| 6.1.11. Análisis de metalografía para el acero API P-110 en el ambiente de CO ₂ | 95 |
| 6.1.12. Análisis de Microscopía Electrónica de Barrido para el acero API P-110 en el ambiente de CO ₂ | 96 |
| 6.1.13. Análisis de Difracción de Rayos X y mecanismos de corrosión para el acero API P-110 en el ambiente de CO ₂ | 98 |
| 6.1.14. Análisis de Espectroscopía Foelectrónica de Rayos X y mecanismos de corrosión para el acero API P-110 en el ambiente de CO ₂ | 100 |
| 6.1.15. Conclusiones capitulo 1. | 103 |
| 6.2. Capítulo 2: Ambiente de dióxido de carbono - vapor de agua..... | 106 |
| 6.2.1. Efecto de las variables temperatura y presión sobre variación de masa para el acero API N-80..... | 106 |
| 6.2.2. Efecto del tiempo sobre la variación de masa para el acero API N-80..... | 111 |
| 6.2.3. Efectos de las variables temperatura y presión sobre velocidad de corrosión para el acero API N-80..... | 112 |
| 6.2.4. Efecto del tiempo sobre la velocidad de corrosión para el acero API N-80..... | 118 |
| 6.2.5. Análisis de metalografía para el acero API N-80 en el ambiente CO ₂ + H ₂ | 119 |
| 6.2.6. Análisis de Microscopía Electrónica de Barrido acero API N-80 en el ambiente CO ₂ + H ₂ O (SEM).. | 120 |
| 6.2.7. Efecto de las variables temperatura y presión sobre variación de masa para el acero API P-110 en el ambiente CO ₂ + H ₂ O..... | 121 |
| 6.2.8. Efecto del tiempo sobre la variación de masa para el acero API P-110 en el ambiente CO ₂ + H ₂ O. | 127 |
| 6.2.9. Efectos de las variables temperatura y presión sobre velocidad de corrosión para el acero API P-110 en el ambiente CO ₂ + H ₂ O..... | 128 |
| 6.2.10. Efecto del tiempo sobre la velocidad de corrosión para el acero API P-110 en el ambiente CO ₂ + H ₂ O. | 134 |
| 6.2.11. Análisis de metalografía para el acero API P-110 en el ambiente CO ₂ +H ₂ O. | 136 |

| | | |
|---------|--|-----|
| 6.2.12. | Análisis de Microscopía Electrónica de Barrido para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}$. | 137 |
| 6.2.13. | Análisis de Difracción de Rayos X y mecanismos de corrosión para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}$. | 138 |
| 6.2.14. | Análisis de Espectroscopía Foelectrónica de Rayos X y mecanismos de corrosión para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}$. | 140 |
| 6.2.15. | Análisis de Espectroscopía Foelectrónica de Rayos X y mecanismos de corrosión para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}$. | 143 |
| 6.2.16. | Conclusiones Capitulo 2. | 146 |
| 6.3. | Capítulo 3: Ambiente de dióxido de carbono-vapor de agua – nitrógeno. | 149 |
| 6.3.1. | Efecto de las variables temperatura y presión sobre variación de masa para el acero API N-80. | 149 |
| 6.3.2. | Efecto del tiempo sobre la variación de masa para el acero API N-80. | 156 |
| 6.3.3. | Efectos de las variables temperatura y presión sobre velocidad de corrosión para el acero API N-80. | 157 |
| 6.3.4. | Efecto del tiempo sobre la velocidad de corrosión para el acero API N-80. | 164 |
| 6.3.5. | Análisis de metalografía para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2$. | 165 |
| 6.3.6. | Análisis de Microscopía Electrónica de Barrido acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2$ (SEM). | 166 |
| 6.3.7. | Efecto de las variables temperatura y presión sobre variación de masa para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2$. | 168 |
| 6.3.8. | Efecto del tiempo sobre la variación de masa para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2$. | 175 |
| 6.3.9. | Efectos de las variables temperatura y presión sobre velocidad de corrosión para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2$. | 177 |
| 6.3.10. | Efecto del tiempo sobre la velocidad de corrosión para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2$. | 185 |
| 6.3.11. | Análisis de metalografía para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2$. | 187 |
| 6.3.12. | Análisis de Microscopía Electrónica de Barrido para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2$. | 188 |

| | | |
|---------|--|-----|
| 6.3.13. | Análisis de Difracción de Rayos X y mecanismos de corrosión para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2$ | 190 |
| 6.3.14. | Análisis de Espectroscopía Foelectrónica de Rayos X y mecanismos de corrosión para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2$ | 192 |
| 6.3.15. | Conclusiones capitulo 3. | 194 |
| 6.4. | Capítulo 4: Ambiente de dióxido de carbono-vapor de agua - nitrógeno – oxígeno. | 197 |
| 6.4.1. | Efecto de las variables temperatura y presión sobre variación de masa para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2+\text{O}_2$ | 197 |
| 6.4.2. | Efecto del tiempo sobre la variación de masa para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2+\text{O}_2$ | 203 |
| 6.4.3. | Efectos de las variables temperatura y presión sobre velocidad de corrosión para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2+\text{O}_2$ | 204 |
| 6.4.4. | Efecto del tiempo sobre la velocidad de corrosión para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2+\text{O}_2$ | 209 |
| 6.4.5. | Análisis de metalografía para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2+\text{O}_2$ | 211 |
| 6.4.6. | Análisis de Microscopía Electrónica de Barrido para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2+\text{O}_2$ | 212 |
| 6.4.7. | Efecto de las variables temperatura y presión sobre variación de masa para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2+\text{O}_2$ | 214 |
| 6.4.8. | Efecto del tiempo sobre la variación de masa para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2+\text{O}_2$ | 221 |
| 6.4.9. | Efectos de las variables temperatura y presión sobre velocidad de corrosión para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2+\text{O}_2$ | 223 |
| 6.4.10. | Efecto del tiempo sobre la velocidad de corrosión para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2+\text{O}_2$ | 230 |
| 6.4.11. | Análisis de metalografía para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2+\text{O}_2$ | 232 |
| 6.4.12. | Análisis de Microscopía Electrónica de Barrido para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2+\text{O}_2$ | 233 |
| 6.4.13. | Análisis de Difracción de Rayos X y mecanismos de corrosión para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2+\text{O}_2$ | 235 |

| | |
|---|-----|
| 6.4.14. Análisis de Espectroscopía Fotoelectrónica de Rayos X y mecanismos de corrosión para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2+\text{O}_2$ | 237 |
| 6.4.15. Conclusiones capitulo 4. | 239 |
| 6.5. Factores de impacto de la corrosión para las mezclas estudiadas..... | 242 |
| 6.6. Razones de cambio de velocidad de corrosión respecto a temperatura y presión. | 244 |
| 7. Recomendaciones de mitigación y prevención. | 251 |
| 7.1. Control termodinámico. | 251 |
| 7.2. Gestión de presión parcial. | 251 |
| 7.3. Eliminación de impurezas críticas..... | 252 |
| 7.4. Criterios de selección optimizados. | 252 |
| 7.5. Estrategias de monitoreo y control predictivo. | 252 |
| 7.6. Modelos predictivos avanzados. | 252 |
| 7.7. Inspección basada en riesgo. | 253 |
| 8. CONCLUSIONES..... | 254 |
| 9. NOVEDAD CIENTIFICA..... | 257 |
| 9.1. Generación de nuevo conocimiento. | 257 |
| 9.2. FORTALECIMIENTO DE LA CAPACIDAD CIENTÍFICA Y TECNOLÓGICA..... | 259 |
| 9.3. APROPIACIÓN SOCIAL DEL CONOCIMIENTO..... | 260 |
| 10. BIBLIOGRAFÍA..... | 266 |
| APÉNDICES..... | 276 |

LISTA DE FIGURA

| | |
|--|----|
| Figura 1. Proceso de toda la cadena de proyectos CCS-EOR (Z. M. Wang, Song, & Zhang, 2019)..... | 33 |
| Figura 2. Morfología superficial de los productos de corrosión formados en el acero X70 a diferentes temperaturas (a) 298 K b) 323 K c) 348 K d) 366 K a condiciones de alta presión e inyección de CO ₂ (Xiang et al., 2013)..... | 45 |
| Figura 3. Ilustración esquemática del proceso de corrosión del acero al carbono API N- 80 en fluidos supercríticos CO ₂ . (a) Baja concentración de agua a una velocidad de rotación baja, (b) Alta concentración de agua a una velocidad de rotación alta..... | 48 |
| Figura 4. Montaje experimental desarrollado en las instalaciones del Grupo de Investigaciones en Corrosión (GIC)..... | 56 |
| Figura 5. Diagrama de Ellingham para las condiciones de estudio..... | 64 |
| Figura 6. Diagrama de equilibrio de los productos de corrosión teóricos para una presión de 800 psia (55 bar) en un rango de temperaturas de 520-580 °F (270 - 300 °C)..... | 65 |
| Figura 7. Diagrama de equilibrio de los productos de corrosión teóricos para una presión de 800 psia (55 bar) en un rango de temperaturas de 520-580 °F (270 - 300 °C)..... | 65 |
| Figura 8. Reacciones presentes en la curva de polarización potenciodinámica a 800 psi y 457 °F..... | 68 |
| Figura 9. a) Temperatura vs variación de masa a 1 hora de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO ₂ . b) Presión vs variación de masa a 1 hora de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO ₂ | 70 |
| Figura 10. a) Temperatura vs variación de masa a 20 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO ₂ . b) Presión vs variación de masa a 20 horas de exposición para el acero API- N-80 en el ambiente CO ₂ | 71 |
| Figura 11. Temperatura vs variación de masa a 50 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO ₂ . b) Presión vs variación de masa a 50 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO ₂ | 71 |
| Figura 12. a) Temperatura vs variación de masa a 120 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO ₂ . b) Presión vs variación de masa a 120 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO ₂ | 72 |
| Figura 13. a) Temperatura vs variación de masa a 200 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO ₂ . b) Presión vs variación de masa a 200 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO ₂ | 73 |

- Figura 14. a) Tiempo vs variación de masa con respecto a temperatura variable. b) Tiempo vs variación de masa con respecto a presión variable..... 75
- Figura 15. a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 1 hora de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂. b) Presión vs velocidad de corrosión a 1 hora de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂..... 76
- Figura 16. a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 20 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂. b) Presión vs velocidad de corrosión a 20 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂..... 77
- Figura 17. a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 50 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂. b) Presión vs velocidad de corrosión a 50 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂..... 77
- Figura 18. a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 120 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂. b) Presión vs velocidad de corrosión a 120 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂..... 78
- Figura 19. a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 200 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂. b) Presión vs velocidad de corrosión a 200 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂..... 79
- Figura 20. a) Tiempo vs velocidad de corrosión con respecto a temperatura variable para el acero API N-80 en el ambiente CO₂. b) Tiempo vs velocidad de corrosión con respecto a presión variable para el acero API N-80 en el ambiente CO₂..... 80
- Figura 21. a) Micrografía acero API N-80 antes de la exposición. b) Micrografía Acero API N-80 después de la exposición al ambiente CO₂, 560 °F/1.100 psi/200 h..... 81
- Figura 22. a) Zona superficial acero al carbono API N-80 antes de exposición 800x. b) Zona superficial acero al carbono API N-80 antes de exposición 400x..... 81
- Figura 23. Zona superficial acero al carbono API N-80 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi 200x. b) Zona superficial acero al carbono API N-80 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi 1000 x..... 82
- Figura 24. a) Zona transversal acero al carbono API N-80 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi 1000x. b) Zona transversal acero al carbono API N-80 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi 3500x..... 83
- Figura 25. a) Temperatura vs variación de masa a 1 hora de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂. b) Presión vs variación de masa a 1 hora de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂..... 84
- Figura 26. a) Temperatura vs variación de masa a 20 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂. b) Presión vs variación de masa a 20 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂..... 85

- Figura 27. a) Temperatura vs variación de masa a 50 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂. b) Temperatura vs variación de masa a 50 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂..... 86
- Figura 28. a) Temperatura vs variación de masa a 120 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂. b) Presión vs variación de masa a 120 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂..... 87
- Figura 29. a) Temperatura vs variación de masa a 200 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂. b) Presión vs variación de masa a 200 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂..... 88
- Figura 30. a) Tiempo vs variación de masa con respecto a temperatura variable. b) Tiempo vs variación de masa con respecto a temperatura variable..... 89
- Figura 31. a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 1 hora de exposición para el acero API P110 en el ambiente CO₂. b) Presión vs velocidad de corrosión a 1 hora de exposición para el acero API P110 en el ambiente CO₂..... 90
- Figura 32. a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 20 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂. b) Temperatura vs velocidad de corrosión a 20 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂..... 91
- Figura 33. a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 50 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂. b) Presión vs velocidad de corrosión a 50 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂..... 91
- Figura 34. a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 120 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂. b) Presión vs velocidad de corrosión a 120 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂..... 93
- Figura 35. a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 200 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂. b) Presión vs velocidad de corrosión a 200 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂..... 94
- Figura 36. a) Tiempo vs velocidad de corrosión con respecto a temperatura variable para el acero API P-110 en el ambiente CO₂. b) Tiempo vs velocidad de corrosión con respecto a presión variable para el acero API P-110 en el ambiente CO₂..... 95
- Figura 37. a) Micrografía Acero API P-110 antes de la exposición. b) Micrografía Acero API P-110 después de la exposición al ambiente CO₂, 560 °F/1.100 psi/200h..... 96
- Figura 38. a) Zona superficial acero al carbono API P-110 antes de exposición 400x. b) Micrografía zona superficial acero al carbono API P-110 antes de exposición 800x..... 97
- Figura 39. a) Zona superficial acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi 130x. b) Zona superficial acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi 1000 x..... 97

- Figura 40. a) Zona transversal acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi 500x. b) Zona transversal acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi 1000x..... 98
- Figura 41. Difractograma acero API P-110 expuesto a 120 horas de exposición..... 100
- Figura 42. Espectro de alta resolución C1s acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi..... 102
- Figura 43. Espectro de alta resolución O1s acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi..... 102
- Figura 44. Espectro de alta resolución Fe2p acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi..... 102
- Figura 45. Espectro de alta resolución Mn2p acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi..... 102
- Figura 46. a) Temperatura vs variación de masa a 1 hora de exposición para el acero API N-80 en el ambiente de estudio. b) Presión vs variación de masa a 1 hora de exposición para el acero API N-80 en el ambiente de estudio..... 107
- Figura 47. a) Temperatura vs variación de masa a 20 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente de estudio. b) Presión vs variación de masa a 20 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente de estudio..... 108
- Figura 48. a) Temperatura vs variación de masa a 50 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente de estudio. b) Presión vs variación de masa a 50 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente de estudio..... 109
- Figura 49. a) Temperatura vs variación de masa a 120 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente de estudio. b) Presión vs variación de masa a 120 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente de estudio..... 109
- Figura 50. a) Temperatura vs variación de masa a 200 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente de estudio. b) Presión vs variación de masa a 200 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente de estudio..... 110
- Figura 51. a) Tiempo vs variación de masa con respecto a temperatura variable. b) Tiempo vs variación de masa con respecto a presión variable..... 112
- Figura 52. a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 1 hora de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂+ H₂O. b) Presión vs velocidad de corrosión a 1 hora de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂+ H₂O..... 113
- Figura 53. a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 20 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂+ H₂O. b) Presión vs velocidad de corrosión a 20 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂+ H₂O..... 114

- Figura 54. a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 50 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$. b) Temperatura vs velocidad de corrosión a 50 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$ 115
- Figura 55. Temperatura vs velocidad de corrosión a 120 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$. b) Presión vs velocidad de corrosión a 120 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$ 116
- Figura 56. a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 200 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$. b) Presión vs velocidad de corrosión a 120 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$ 117
- Figura 57. a) Tiempo vs velocidad de corrosión con respecto a temperatura variable para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$. b) Tiempo vs velocidad de corrosión con respecto a presión variable para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$ 119
- Figura 58. Micrografía Acero API N-80 después de la exposición al ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$, $560^\circ\text{F}/1.100\text{ psi}/200\text{ h}$ 120
- Figura 59. a) Zona superficial acero al carbono API N-80 expuesto a condiciones de $200\text{ h}/560^\circ\text{F}/1.100\text{ psi}$ $200\times$. b) Zona superficial acero al carbono API N-80 expuesto a condiciones de $200\text{ h}/560^\circ\text{F}/1.100\text{ psi}$ $1000\times$ 121
- Figura 60. a) Zona transversal acero al carbono API N-80 expuesto a condiciones de $200\text{ h}/560^\circ\text{F}/1.100\text{ psi}$ $1000\times$. b) Zona transversal acero al carbono API N-80 expuesto a condiciones de $200\text{ h}/560^\circ\text{F}/1.100\text{ psi}$ $200\times$ 121
- Figura 61. Temperatura vs variación de masa a 1 hora de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$. b) Presión vs variación de masa a 1 hora de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$ 122
- Figura 62. a) Temperatura vs variación de masa a 20 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$. b) Presión vs variación de masa a 20 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$ 123
- Figura 63. a) Temperatura vs variación de masa a 50 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$. b) Presión vs variación de masa a 50 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$ 124
- Figura 64. a) Temperatura vs variación de masa a 120 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$. b) Temperatura vs variación de masa a 120 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$ 125
- Figura 65. a) Temperatura vs variación de masa a 200 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$. b) Presión vs variación de masa a 200 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$ 126

- Figura 66. Tiempo vs variación de masa con respecto a temperatura variable para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$. b) Tiempo vs variación de masa con respecto a presión variable para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$ 128
- Figura 67. a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 1 hora de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$. b) Presión vs velocidad de corrosión a 1 hora de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$ 129
- Figura 68. a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 20 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$. b) Temperatura vs velocidad de corrosión a 20 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$ 130
- Figura 69. a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 50 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$. b) Presión vs velocidad de corrosión a 50 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$132
- Figura 70. a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 120 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$. b) Presión vs velocidad de corrosión a 120 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$ 133
- Figura 71. a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 200 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$. b) Presión vs velocidad de corrosión a 200 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$ 134
- Figura 72. a) Tiempo vs velocidad de corrosión con respecto a temperatura variable para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$. b) Tiempo vs velocidad de corrosión con respecto a presión variable para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$135
- Figura 73. Micrografía Acero API P-110 después de la exposición al ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$, $560^\circ\text{F}/1.100\text{ psi}/200\text{h}$ 136
- Figura 74. Zona superficial acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/ $560^\circ\text{F}/1.100\text{ psi}$ 200x. A) 2000x B) 10000 x..... 137
- Figura 75. a) Zona transversal acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/ $560^\circ\text{F}/1.100\text{ psi}$ 200x. b) Zona transversal acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/ $560^\circ\text{F}/1.100\text{ psi}$ 5000x..... 138
- Figura 76. Difractograma acero API N-80 expuesto a 200 horas de exposición..... 140
- Figura 77. Espectro de alta resolución C1s acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/ $560^\circ\text{F}/1.100\text{ psi}$ 142
- Figura 78. Espectro de alta resolución O1s acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/ $560^\circ\text{F}/1.100\text{ psi}$ 142
- Figura 79. Espectro de alta resolución Fe2p acero al carbono API P110 expuesto a condiciones de 200 h/ $560^\circ\text{F}/1.100\text{ psi}$ 142

- Figura 80. Espectro de alta resolución Mn2p acero al carbono API P110 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi..... 142
- Figura 81. Espectro de alta resolución C1s acero al carbono API N-80 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi..... 145
- Figura 82. Espectro de alta resolución O1s acero al carbono API N-80 expuesto a condiciones de 200 h/560 F°/1.100 psi..... 145
- Figura 83. Espectro de alta resolución Fe2p acero al carbono API N-80 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi..... 145
- Figura 84. a) Temperatura vs variación de masa a 1 hora de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂+ H₂O+N₂. b) Presión vs variación de masa a 1 hora de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂+ H₂O+N₂..... 150
- Figura 85. a) Temperatura vs variación de masa a 20 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂+ H₂O+N₂. b) Presión vs variación de masa a 20 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂+ H₂O+N₂..... 152
- Figura 86. a) Temperatura vs variación de masa a 50 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂+ H₂O+N₂. b) Presión vs variación de masa a 50 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂+ H₂O+N₂..... 153
- Figura 87. a) Temperatura vs variación de masa a 120 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂+ H₂O+N₂. b) Presión vs variación de masa a 120 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂+ H₂O+N₂..... 154
- Figura 88. a) Temperatura vs variación de masa a 200 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂+ H₂O+N₂. b) Presión vs variación de masa a 200 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂+ H₂O+N₂..... 155
- Figura 89. a) Tiempo vs variación de masa con respecto a temperatura variable en el ambiente CO₂+ H₂O+N₂. b) Tiempo vs variación de masa con respecto a presión variable en el ambiente CO₂+ H₂O+N₂..... 157
- Figura 90. a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 1 hora de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂+ H₂O+N₂. b) Presión vs velocidad de corrosión a 1 hora de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂+ H₂O+N₂..... 158
- Figura 91. a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 20 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂+ H₂O+N₂. b) Presión vs velocidad de corrosión a 20 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂+ H₂O+N₂..... 159
- Figura 92. Temperatura vs velocidad de corrosión a 50 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂+ H₂O+N₂. b) Presión vs velocidad de corrosión a 50 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂+ H₂O+N₂..... 160

- Figura 93. a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 120 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$. b) Presión vs velocidad de corrosión a 120 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$ 162
- Figura 94. a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 200 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$. b) Presión vs velocidad de corrosión a 200 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$ 163
- Figura 95. Tiempo vs velocidad de corrosión con respecto a temperatura variable para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$. b) Tiempo vs velocidad de corrosión con respecto a presión variable para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$ 165
- Figura 96. Micrografía Acero API N80 después de la exposición al ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$, 560 °F/1.100 psi/200 h..... 166
- Figura 97. Zona superficial acero al carbono API N-80 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi 200x. A) 2000x b) 10000 x..... 167
- Figura 98. Espectros EDS zonas acero y capa del acero al carbono API N-80 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi 200x..... 167
- Figura 99. Temperatura vs variación de masa a 1 hora de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$. b) Presión vs variación de masa a 1 hora de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$ 169
- Figura 100. a) Temperatura vs variación de masa a 20 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$. b) Presión vs variación de masa a 20 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$ 170
- Figura 101. a) Temperatura vs variación de masa a 50 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$. b) Presión vs variación de masa a 50 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$ 171
- Figura 102. a) Temperatura vs variación de masa a 120 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$. b) Presión vs variación de masa a 120 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$ 173
- Figura 103. Temperatura vs variación de masa a 200 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$. b) Presión vs variación de masa a 200 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$ 174
- Figura 104. Tiempo vs variación de masa con respecto a temperatura variable para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$. b) Tiempo vs variación de masa con respecto a presión variable para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$ 177
- Figura 105. Temperatura vs velocidad de corrosión a 1 hora de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$. b) Presión vs velocidad de corrosión a 1 hora de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$ 178

- Figura 106. a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 20 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$. b) Presión vs velocidad de corrosión a 20 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$ 180
- Figura 107. a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 50 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$. b) Presión vs velocidad de corrosión a 50 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$ 181
- Figura 108. a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 120 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$. b) Presión vs velocidad de corrosión a 120 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$ 183
- Figura 109. a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 200 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$. b) Presión vs velocidad de corrosión a 200 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$ 185
- Figura 110. a) Tiempo vs velocidad de corrosión con respecto a temperatura variable para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$. b) Tiempo vs velocidad de corrosión con respecto a presión variable para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$ 186
- Figura 111. Micrografía Acero API P-110 después de la exposición al ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$, 560 °F/1.100 psi/200h.....188
- Figura 112. Zona superficial acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi a) 2000x b) 10000 x..... 189
- Figura 113. Espectros EDS zonas acero y capa del acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi..... 189
- Figura 114. Difractograma acero API N-80 expuesto a 200 horas de exposición..... 191
- Figura 115. Espectro de alta resolución C1s acero al carbono API N-80 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100..... 193
- Figura 116. Espectro de alta resolución O1s acero al carbono API N-80 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100..... 193
- Figura 117. Espectro de alta resolución Fe2p acero al carbono API N-80 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100..... 193
- Figura 118. a) Temperatura vs variación de masa a 1 hora de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$. b) Presión vs variación de masa a 1 hora de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$ 197
- Figura 119. a) Temperatura vs variación de masa a 20 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$. b) Presión vs variación de masa a 20 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$ 199

- Figura 120. a) Temperatura vs variación de masa a 50 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$. b) Presión vs variación de masa a 50 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$ 200
- Figura 121. a) Temperatura vs variación de masa a 120 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$. b) Presión vs variación de masa a 120 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$ 201
- Figura 122. a) Temperatura vs variación de masa a 200 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$. b) Presión vs variación de masa a 200 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$ 202
- Figura 123. a) Tiempo vs variación de masa con respecto a temperatura variable para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$. b) Tiempo vs variación de masa con respecto a presión variable para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$ 204
- Figura 124. a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 1 hora de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$. b) Presión vs velocidad de corrosión a 1 hora de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$ 205
- Figura 125. a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 20 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$. b) Presión vs velocidad de corrosión a 20 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$ 206
- Figura 126. a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 50 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$. b) Temperatura vs velocidad de corrosión a 50 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$ 207
- Figura 127. a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 120 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$. b) Presión vs velocidad de corrosión a 120 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$ 208
- Figura 128. a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 200 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$. b) Presión vs velocidad de corrosión a 200 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$ 209
- Figura 129. a) Tiempo vs velocidad de corrosión con respecto a temperatura variable para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$. b) Tiempo vs velocidad de corrosión con respecto a presión variable para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$ 210
- Figura 130. Micrografía Acero API N-80 después de la exposición al ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$, 560 °F/1.100 psi/200 h..... 212
- Figura 131. a) Zona superficial acero al carbono API N-80 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi 120x. b) Zona superficial acero al carbono API N-80 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi 200x..... 213

- Figura 132. Zona superficial acero al carbono API N-80 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi 9000x. b) Zona transversal acero al carbono API N-80 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi 7998x..... 213
- Figura 133. a) Temperatura vs variación de masa a 1 hora de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$. b) Presión vs variación de masa a 1 hora de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$ 215
- Figura 134. a) Temperatura vs variación de masa a 20 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$. b) Presión vs variación de masa a 20 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$ 216
- Figura 135. a) Temperatura vs variación de masa a 50 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$. b) Presión vs variación de masa a 50 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$ 218
- Figura 136. a) Temperatura vs variación de masa a 120 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$. b) Presión vs variación de masa a 20 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$ 219
- Figura 137. a) Temperatura vs variación de masa a 200 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$. b) Presión vs variación de masa a 200 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$ 221
- Figura 138. a) Tiempo vs variación de masa con respecto a temperatura variable para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$. b) Tiempo vs variación de masa con respecto a presión variable para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$... 223
- Figura 139. a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 1 hora de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$. b) Presión vs velocidad de corrosión a 1 hora de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$ 224
- Figura 140. a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 20 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$. b) Presión vs velocidad de corrosión a 20 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$ 226
- Figura 141. a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 50 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$. b) Presión vs velocidad de corrosión a 50 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$ 227
- Figura 142. a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 120 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$. b) Presión vs velocidad de corrosión a 120 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$ 228
- Figura 143. a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 200 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$. b) Presión vs velocidad de corrosión a 200 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$ 230

- Figura 144. a) Tiempo vs velocidad de corrosión con respecto a temperatura variable para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$. b). Tiempo vs velocidad de corrosión con respecto a presión variable para el acero API -P110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$ 232
- Figura 145. Micrografía Acero API P-110 después de la exposición al ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$, 560 °F/1.100 psi/200 h..... 233
- Figura 146. a) Zona superficial acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi 200x. b) Zona superficial acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/560 F°/1.100 psi 1.1000x..... 234
- Figura 147. a) Zona transversal acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi 1000x. b) Zona transversal acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi 200x..... 235
- Figura 148. Espectro de alta resolución C1s acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi..... 238
- Figura 149. Espectro de alta resolución O1s acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi..... 238
- Figura 150. Espectro de alta resolución Fe2p acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi..... 239
- Figura 151. Espectro de alta resolución Mn2p acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi..... 239
- Figura 152. Diagrama de equilibrio de los productos de corrosión teóricos para una presión de 950 psi (65 bar) en un rango de temperaturas de 520-580 °F (270-300 °C)..... 276
- Figura 153. Diagrama de equilibrio de los productos de corrosión teóricos para una presión de 1.100 psi (75 bar) en un rango de temperaturas de 520-580 °F (270-300 °C)..... 276
- Figura 154. Diagrama de equilibrio de los productos de corrosión teóricos para una temperatura de 560 °F (290 °C) en un rango de presiones de 800-1.100 psia (55-75 bar).. 277
- Figura 155. Diagrama de equilibrio de los productos de corrosión teóricos para una temperatura de 540 °F (280 °C) en un rango de presiones de 800-1.100 psi (55-75 bar)... 277
- Figura 156. Curva de polarización potenciodinámica sobre las condiciones de 473°F (245°C) y 950 psi (65bar)..... 278
- Figura 157. Curva de polarización potenciodinámica sobre las condiciones de 487°F (253°C) y 1.100 psi (75 bar)..... 278
- Figura 158. Curva de polarización potenciodinámica sobre las condiciones de 520°F (270°C) y 1530 psi (105 bar)..... 279

| | |
|---|-----|
| Figura 159. Curva de polarización potenciodinámica sobre las condiciones de 540°F (280°C) y 1865 psi (128 bar)..... | 279 |
| Figura 160. Curva de polarización potenciodinámica sobre las condiciones de 560°F (290°C) y 2265 psi (156 bar)..... | 280 |
| Figura 161. Espectro de alta resolución C1s acero al carbono API N-80 antes de ser expuesto a los ambientes..... | 281 |
| Figura 162. Espectro de alta resolución O1s acero al carbono API N-80 antes de ser expuesto a los ambientes..... | 282 |
| Figura 163. Espectro de alta resolución Fe2p acero al carbono API N-80 antes de ser expuesto a los ambientes..... | 283 |
| Figura 164. Espectro de alta resolución C1s acero al carbono API P-110 antes de ser expuesto a los ambientes..... | 284 |
| Figura 165. Espectro de alta resolución O1s acero al carbono API P-110 antes de ser expuesto a los ambientes..... | 285 |
| Figura 166. Espectro de alta resolución Fe2p acero al carbono API P-110 antes de ser expuesto a los ambientes..... | 286 |
| Figura 167. Espectro de alta resolución Mn2p acero al carbono API P-110 antes de ser expuesto a los ambientes..... | 287 |
| Figura 168. Espectro de alta resolución Cr2p acero al carbono API P-110 antes de ser expuesto a los ambientes..... | 288 |

LISTA DE TABLAS

| | |
|--|-----|
| Tabla 1. Composición química nominal de los aceros API N-80 y API P-110 establecida en la norma API 5A (Dugarte et al., 2015)..... | 34 |
| Tabla 2. Porcentaje másico mezcla de campo..... | 52 |
| Tabla 3. Mezclas de estudio..... | 53 |
| Tabla 4. Composición química de los aceros API N-80 y API P-110 obtenidas mediante Espectroscopía de Emisión Óptica por Chispa (OES) desarrollada en las instalaciones del laboratorio del Grupo de Investigaciones en Minerales, Biohidrometalurgia y Ambiente (GIMBA)..... | 62 |
| Tabla 5. Variables corregidas mínimas para determinar velocidad de corrosión por método electroquímico..... | 66 |
| Tabla 6. Productos de corrosión identificados para el acero API P-110 a 200 h de exposición al ambiente CO ₂ +H ₂ O+N ₂ +O ₂ | 237 |
| Tabla 7. Factores de impacto de corrosión para el acero al carbono API N-80 | 244 |
| Tabla 8. Factores de impacto de corrosión para el acero al carbono API P-110 | 244 |
| Tabla 9. Gradientes de Temperatura ($\partial v/\partial T$) – mm x año/ °F | 247 |
| Tabla 10. Gradientes de Presión ($\partial v/\partial P$) - mmy/psi | 248 |
| Tabla 11. Valores de dureza Ambiente CO ₂ - API N-80 | 289 |
| Tabla 12. Valores de dureza Ambiente CO ₂ - API P-110 | 289 |
| Tabla 13. Valores de dureza Ambiente CO ₂ +H ₂ O - API N-80 | 290 |
| Tabla 14. Valores de dureza Ambiente CO ₂ +H ₂ O - API P-110 | 291 |
| Tabla 15. Valores de dureza Ambiente CO ₂ +H ₂ O +N ₂ API N-80 | 291 |
| Tabla 16. Valores de dureza Ambiente CO ₂ +H ₂ O +N ₂ API P-110 | 292 |
| Tabla 17. Valores de dureza Ambiente CO ₂ +H ₂ O +N ₂ +O ₂ API N-80 | 292 |
| Tabla 18. Valores de dureza Ambiente CO ₂ +H ₂ O +N ₂ +O ₂ API P-110 | 293 |

LISTA DE APÉNDICES

| | |
|--|-----|
| Apéndice A. Diagramas de equilibrio para el sistema en función de la temperatura..... | 276 |
| Apéndice B. Diagramas de equilibrio para el sistema en función de la presión..... | 277 |
| Apéndice C. Curvas de polarización potenciodinámica a las condiciones de trabajo..... | 278 |
| Apéndice D. Espectros de alta resolución acero al carbono API N-80 antes de ser expuesto a los ambientes..... | 281 |
| Apéndice E. Espectros de alta resolución acero al carbono API P-110 antes de ser expuesto a los ambientes..... | 284 |
| Apéndice F. Perfiles de Dureza | 289 |

RESUMEN

Título: Evaluación de la corrosión de aceros al carbono expuestos a ambientes de CO₂ supercrítico y *flue gas* –vapor de agua¹

Autor: Juan Carlos Orozco Agamez²

Palabras claves: Corrosión, CO₂, aceros al carbono, vapor de agua, *flue gas*.

Descripción:

Esta investigación doctoral desarrolló una evaluación de los fenómenos y mecanismos de corrosión en procesos de inyección de CO₂ supercrítico y *flue gas*, considerando los efectos de presión, temperatura, tiempo de exposición y presencia de impurezas (vapor de agua, nitrógeno y oxígeno) sobre aceros al carbono API N-80 y API P-110. Se implementó un diseño experimental factorial mixto evaluando cuatro ambientes: CO₂ puro, CO₂+H₂O, CO₂+H₂O+N₂, y CO₂+H₂O+N₂+O₂, bajo condiciones de 800-1.100 psi (55-75 bar) y 520-560°F (270-290°C) durante períodos de 1 a 200 horas. La caracterización se realizó mediante SEM-EDS, difracción de rayos X, espectroscopía fotoelectrónica de rayos X, metalografía y análisis de dureza, complementada con simulación termodinámica mediante HSC Chemistry.

Los resultados revelan efectos sinérgicos no-aditivos donde el vapor de agua incrementa las velocidades de corrosión en 1.000 - 8.000 veces respecto a CO₂ puro, mientras que el nitrógeno, exhibe un mecanismo de modulación interfacial con factores de impacto variables desde efectos protectores (-4.905) hasta perjudiciales (+5.036) según el material. El oxígeno genera los factores de impacto más extremos (hasta 29.225) estableciendo corrosión mixta donde predominan productos oxidativos menos protectores. Se identificaron tres fases temporales, como lo fueron activación inicial (0 - 20h), máxima agresividad (20 -50 h), y estabilización progresiva (50 – 200 h), con convergencia crítica a 50 horas para todos los sistemas.

La caracterización XPS reveló diferencias en la estabilidad de productos de corrosión, donde API P-110 forma carbonatos más estables que actúan como barreras difusionales efectivas, mientras que API N-80 forma carbonatos menos estables con protección limitada. Los gradientes termodinámicos demuestran que el control térmico es 10 - 100 veces más efectivo que el control de presión, con efectos inversos contraintuitivos donde el incremento de temperatura reduce la velocidad de corrosión en ambientes húmedos.

El trabajo establece un nuevo paradigma para sistemas de corrosión multicomponente, demostrando que los efectos de interacción entre impurezas trascienden los modelos aditivos tradicionales y redefinen completamente los mecanismos de corrosión en los ambientes de estudio, lo cual contribuye directamente a la viabilidad de soluciones industriales para la transición energética global hacia la descarbonización.

¹ Tesis

² Facultad de Ingenierías Físicoquímicas Escuela de Ingeniería Química Doctorado en Ingeniería Química Directores: PhD. Darío Yesid Peña Ballesteros Dr.Sc. Viatcheslav Kafarov Asesor internacional: PhD. Dongyang Li

SUMMARY

Title: Corrosion evaluation of carbon steels exposed to supercritical CO₂ and flue gas - water vapor environments³

Author: Juan Carlos Orozco Agamez⁴

Keywords: Corrosion, carbon dioxide, carbon steels, water vapor, flue gas.

Description:

This doctoral research developed a comprehensive study of corrosion phenomena and mechanisms in supercritical CO₂ and flue gas injection processes, considering the effects of pressure, temperature, exposure time, and presence of impurities (water vapor, nitrogen, and oxygen) on API N-80 and API P-110 carbon steels. A mixed factorial experimental design was implemented evaluating four environments: pure CO₂, CO₂+H₂O, CO₂+H₂O+N₂, and CO₂+H₂O+N₂+O₂, under conditions of 800-1.100 psi (55-75 bar) and 520-560°F (270-290°C) for periods ranging from 1 to 200 hours. Characterization was performed using SEM-EDS, X-ray diffraction, X-ray photoelectron spectroscopy, metallography, and hardness analysis, complemented by thermodynamic simulation using HSC Chemistry.

The results reveal non-additive synergistic effects where water vapor increases corrosion rates by 1,000-8,000 times compared to pure CO₂, while nitrogen exhibits an interfacial modulation mechanism with variable impact factors ranging from protective effects (-4.905) to detrimental effects (+5.036) depending on the material. Oxygen generates the most extreme impact factors (up to 29.225) establishing mixed corrosion where less protective oxidative products predominate. Three universal temporal phases were identified: initial activation (0-20h), maximum aggressiveness (20-50h), and progressive stabilization (50-200h), with critical convergence at 50 hours for all systems.

XPS characterization revealed fundamental differences in corrosion product stability, where API P-110 forms more stable carbonates that act as effective diffusional barriers, while API N-80 forms less stable carbonates with limited protection. Thermodynamic gradients demonstrate that thermal control is 10-100 times more effective than pressure control, with counterintuitive inverse effects where temperature increase reduces corrosion rate in humid environments.

This work establishes a new paradigm for multicomponent corrosion systems, demonstrating that interaction effects between impurities transcend traditional additive models and completely redefine degradation mechanisms. The developed mitigation strategies include operational parameter optimization, intelligent inhibitor systems, material selection based on corrosion product quality, and predictive monitoring protocols that can reduce technical and economic risks associated with CCUS technologies, directly contributing to the viability of industrial solutions for global energy transition toward decarbonization.

³ Thesis

⁴ Facultad de Ingenierías Fisicoquímicas Escuela de Ingeniería Química Doctorado en Ingeniería Química Directores: PhD. Darío Yesid Peña Ballesteros Dr.Sc. Viatcheslav Kafarov International Advisor: PhD. Dongyang Li

1. PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA.

En las últimas dos décadas, la preocupación por el cambio climático ha intensificado esfuerzos para reducir las emisiones de gases de efecto invernadero, particularmente CO₂. El Acuerdo de París estableció el objetivo de limitar el calentamiento global a 1.5 °C (IPCC, 2021). Asimismo, la demanda energética global continúa en ascenso, creando una tensión entre necesidades energéticas y sostenibilidad ambiental (IEA, 2025).

Las tecnologías de Captura, Utilización y Almacenamiento de Carbono (CCUS) han emergido como estrategias para mitigar emisiones mientras se mantiene la seguridad energética (Bui et al., 2018). El número de instalaciones CCUS operacionales aumentó 16.3 % en 2024, alcanzando 50 instalaciones comerciales a nivel global, con el interés científico creciendo 11.4 % en publicaciones relacionadas (Shi et al., 2025). Entre estas tecnologías, la inyección de dióxido de carbono para recuperación mejorada de petróleo (CO₂-EOR) representa una aplicación que incrementa la producción de hidrocarburos mientras permite el secuestro de CO₂ en formaciones geológicas (Núñez-López & Moskal, 2019).

Las reservas mundiales de petróleo pesado y extrapesado representan aproximadamente 70 % de las reservas totales, con grandes cantidades de crudo atrapado después de métodos de recuperación primaria y secundaria (Hein, 2017). Colombia posee recursos importantes de crudo pesado en la Cuenca del Valle Medio del Magdalena, donde métodos térmicos como inyección cíclica de vapor han sido implementados de manera exitosa (Higuera et al., 2021). Investigaciones señalan que Colombia posee un potencial de almacenamiento de 142 MtCO₂ y recuperación de 465 millones de barriles mediante proyectos CCS-EOR, lo que representaría 25 % de las emisiones proyectadas de la industria petrolera colombiana para 2025 - 2040 (Yáñez et al., 2020). Sin embargo, estos procesos enfrentan limitaciones técnicas, económicas y ambientales después de alcanzar madurez operacional, particularmente relacionadas con generación excesiva de vapor y emisiones asociadas de gases de combustión.

La inyección de *flue gas* combinada con vapor de agua representa una evolución dentro de los métodos térmicos tradicionales. Esta técnica híbrida ha demostrado mejoras en

factores de recuperación en proyectos piloto a nivel internacional (Li et al., 2019; Dong et al., 2020). Los gases de combustión, al mantener temperaturas elevadas durante la inyección, optimizan la utilización de energía térmica y reducen costos operacionales comparados con vapor puro (Sun et al., 2020). No obstante, la introducción de estos ambientes genera desafíos importantes relacionados con la corrosión de materiales utilizados en sistemas de inyección.

La corrosión representa el 33% de las fallas operacionales en la industria petrolera, con costos globales estimados en 3 – 5 % del PIB de países industrializados (Koch et al., 2016; Hou et al., 2017). En sistemas de transporte e inyección de CO₂, la corrosión puede causar fugas, comprometiendo tanto la seguridad operacional como la efectividad del secuestro de carbono (Xiang et al., 2013). Mientras la corrosión por CO₂ puro en presencia de agua ha sido estudiada (Fonseca et al., 2024), el comportamiento en ambientes multicomponente (CO₂+H₂O+N₂+O₂) característicos de gases de combustión permanece poco comprendido. De igual manera, el efecto de las variables presión, temperatura y tiempo de exposición sobre los cambios en morfología superficial, velocidad de corrosión y composición de productos de corrosión en aceros utilizados en estas aplicaciones no ha sido evaluado bajo condiciones representativas de inyección térmica (Hua et al., 2015; Tang et al., 2016). Las condiciones de alta presión (800 - 1200 psi) y alta temperatura (520 – 560 °F) típicas de procesos de inyección generan regímenes termodinámicos donde los productos de corrosión, sus transformaciones y sus propiedades difieren de aquellos formados en condiciones menos severas. Además, la cinética de corrosión en presencia de vapor de agua, oxígeno y nitrógeno permanece poco estudiada. Estudios señalan que la presencia de N₂ y O₂ modifica los mecanismos de corrosión y productos formados comparados con sistemas CO₂ puro o CO₂+H₂O (Sun et al., 2018). Sin embargo, datos cinéticos que permitan cuantificar el impacto de cada componente y sus interacciones sinérgicas son limitados. La determinación de velocidades de corrosión en función del tiempo y la identificación de las fases y tiempos críticos donde ocurren aceleraciones o desaceleraciones del proceso son esenciales para diseño y mantenimiento de sistemas.

Tercero, no existen modelos termodinámicos validados experimentalmente que permitan predecir los riesgos de corrosión asociados a procesos de inyección de dióxido de carbono e inyección de *flue gas*-vapor de agua bajo diferentes combinaciones de temperatura,

presión y composición de gases. Los modelos existentes generalmente se limitan a sistemas binarios ($\text{CO}_2\text{-H}_2\text{O}$) y no aportan mayor conocimiento al respecto de los efectos de componentes adicionales ni las dependencias termodinámicas observadas en sistemas multicomponente (Wang et al., 2019; Ming et al., 2019). Un modelo que integre las dependencias experimentales de temperatura y presión sería una herramienta valiosa para optimización de procesos y selección de materiales. Cuarto, los mecanismos de corrosión que se generan en presencia de vapor de agua, nitrógeno y oxígeno continúan siendo un componente de gran interés.

Los resultados de esta investigación contribuyen al conocimiento científico sobre corrosión en sistemas multicomponente de CO_2 bajo condiciones de alta presión y temperatura, con aplicabilidad directa para diseño, selección de materiales y optimización operacional de proyectos de recuperación mejorada de petróleo mediante inyección de CO_2 y *flue gas*. Adicionalmente, proporciona información importante para implementación segura y sostenible de tecnologías CCUS y contribuye al desarrollo de estrategias de mitigación de cambio climático mediante procesos CCUS-EOR.

2. ESTADO DEL ARTE Y MARCO TEÓRICO

La inyección de vapor representa una de las tecnologías de recuperación mejorada de petróleo (EOR) más establecidas y exitosas, combinando múltiples mecanismos físicos y químicos para incrementar la recuperación de hidrocarburos. Según Zhang et al. (2021), esta técnica integra mecanismos complejos incluyendo la reducción de la viscosidad del petróleo crudo, la destilación in-situ de fracciones livianas, el empuje por expansión térmica, y la mejora de la permeabilidad relativa al petróleo, permitiendo alcanzar factores de recuperación del 55 - 70 % en reservorios apropiados. Liu et al., (2022) complementan esta perspectiva demostrando que la optimización de parámetros térmicos puede incrementar estos factores hasta un 75 % en yacimientos de petróleo extrapesado.

El vapor saturado constituye el medio de transferencia térmica más eficiente para aplicaciones de yacimientos debido a su elevada capacidad calorífica y entalpía de vaporización. Wang y Chen (2020) establecen que las propiedades termodinámicas del vapor permiten una transferencia de energía térmica controlada y uniforme hacia los fluidos del yacimiento, desencadenando transformaciones reológicas que facilitan la movilización de hidrocarburos previamente inmóviles. Adicionalmente, Kumar et al., (2023) demuestran que la inyección de vapor genera gradientes de presión favorables que optimizan los patrones de flujo multifásico en el medio poroso.

Por otro lado, el método de inyección de *flue gas* representa una nueva técnica de EOR, que aprovecha gases residuales industriales como medio de desplazamiento miscible o inmisible. Según Ahmed et al., (2021), esta técnica consiste en la inyección de mezclas controladas de CO₂ y N₂ que promueven la transferencia de masa entre el gas inyectado y los componentes intermedios del petróleo, seguida por la condensación selectiva de fracciones pesadas en la fase líquida. Este proceso genera un efecto de destilación in-situ que incrementa la calidad del petróleo producido mientras mantiene presiones de yacimiento elevadas.

Chen et al., (2022) demuestran que el nitrógeno presente en el *flue gas* contribuye mediante múltiples mecanismos, incremento de la energía del yacimiento a través del mantenimiento de presión, provisión de aislamiento térmico que reduce las pérdidas de calor hacia formaciones adyacentes, y mejoramiento de la eficiencia de barrido volumétrico.

Simultáneamente, el dióxido de carbono ejerce efectos específicos incluyendo solubilización en el petróleo crudo, reducción de la viscosidad a través de hinchamiento molecular, y expansión volumétrica que favorece la expulsión de hidrocarburos desde espacios porosos pequeños.

Los gases de combustión industriales representan un recurso abundante y económicamente atractivo para aplicaciones EOR. Zhao et al., (2023) caracterizan estas corrientes como mezclas complejas. La variabilidad composicional depende del tipo de combustible, eficiencia de combustión, y sistemas de tratamiento de gases implementados.

La integración de *flue gas* con vapor presenta ventajas termodinámicas. Li et al., (2024) demuestran que la adición controlada de gases de combustión al vapor mejora la calidad térmica del fluido inyectado, reduce las pérdidas de calor por conducción hacia capas adyacentes, y optimiza el perfil de temperatura en el yacimiento. Esta sinergia resulta en una reducción del 20 - 35 % en el requerimiento de vapor fresco, mejorando la rentabilidad económica del proceso mientras se mantiene o incrementa la recuperación de petróleo.

Asimismo, la técnica de inyección *flue gas* - vapor aprovecha principios de transferencia de masa para optimizar el número capilar y reducir la tensión interfacial entre el fluido inyectado y el petróleo residual. Según Rodriguez et al., (2021) este proceso involucra la partición preferencial de componentes intermedios del petróleo hacia la fase gaseosa, seguida por su transporte convectivo y posterior condensación en zonas de menor temperatura. El resultado es una redistribución molecular que mejora la movilidad de los hidrocarburos remanentes.

Johnson et al., (2022) establecen que la reducción de tensión interfacial constituye el mecanismo dominante para la movilización de petróleo residual atrapado por fuerzas capilares. La presencia simultánea de CO₂ y componentes livianos vaporizados genera condiciones de miscibilidad parcial que reducen la tensión interfacial desde valores típicos de 20 - 30 mN/m hasta 2 - 5 mN/m, facilitando la deformación y movilización de glóbulos de petróleo previamente inmóviles en gargantas porosas pequeñas.

La combinación de inyección de vapor con *flue gas* presenta sinergias importantes con tecnologías de captura, utilización y almacenamiento de carbono (CCUS). Thompson et

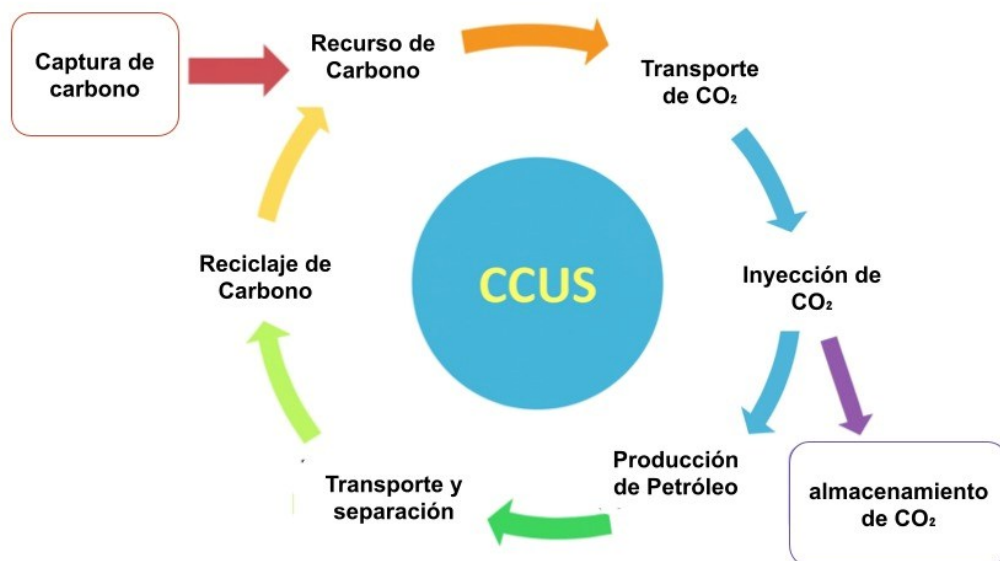
al., (2023) demuestran que esta integración permite la utilización productiva de corrientes de CO₂ industriales mientras contribuye a objetivos de reducción de emisiones de gases de efecto invernadero. El CO₂ inyectado puede permanecer secuestrado permanentemente en el yacimiento después del proceso de recuperación.

Martinez et al., (2024) establecen que la implementación de tecnologías *flue gas*-vapor puede reducir las emisiones netas de CO₂ en 40 – 60 % comparado con técnicas convencionales de inyección de vapor, mientras mantiene o mejora la recuperación de hidrocarburos. Esta doble funcionalidad posiciona estas tecnologías como componentes clave en la transición energética, permitiendo la maximización de recursos hidrocarburíferos existentes mientras se implementan estrategias de descarbonización industrial.

La figura 1 presenta un esquema integral que ilustra la cadena completa de proyectos asociados a la captura - almacenamiento de carbono y recuperación mejorada de petróleo.

Figura 1.

Proceso de toda la cadena de proyectos CCS-EOR (Z. M. Wang, Song, & Zhang, 2019).



2.2. Fundamentos de la corrosión.

La corrosión ocurre debido a que un material, comúnmente metal se deteriora producto de una reacción química o electroquímica con su entorno. La corrosión es uno de los factores más decisivos para determinar la vida útil de los materiales (Hallama et al., 2015). En la industria, los materiales utilizados en procesos de generación de energía, procesamiento químico, turbinas, entre otros, se ven afectados constantemente por la magnitud de los daños por corrosión, generando pérdidas económicas elevadas de aproximadamente miles de millones de dólares (Casallas Salinas, 2011).

Todos los materiales metálicos expuestos son susceptibles a cambios en su integridad física debido a los efectos de su entorno. De esta manera, la extensión de los procesos de corrosión puede predecirse cuando se conocen los parámetros que afectan y los mecanismos de los procesos (Katerina Kreislova et al., 2015).

2.3. Cinética en procesos corrosivos relacionados a atmósferas gaseosas.

De acuerdo con la literatura, la cinética de corrosión en procesos que involucran atmósferas gaseosas se lleva principalmente en cinco (5) etapas (Young, 2015):

1. Interacción del ambiente corrosivo a la interfaz capa formada - gas mediante transferencia de masa en la fase gaseosa.
2. Incorporación del elemento gaseoso en la capa de corrosión formada.
3. Suministro del metal reaccionante de la aleación a la interfaz de escala de aleación.
4. Incorporación de metal en la capa de corrosión.
5. Transporte del metal y el elemento/compuesto gaseoso a través de la capa de corrosión.

La evaluación de las velocidades a las que ocurren estos pasos implica el cálculo de la transferencia de masa en la fase gaseosa, la transferencia de masa en estado sólido o la difusión en el óxido y la aleación, además de la consideración de las reacciones redox interfaciales.

2.3.1. Velocidad de corrosión

La ecuación de velocidad de corrosión de manera general se expresa en términos de la variación de la masa con respecto al tiempo, tal como se observa en la ecuación 1.

$$\frac{dX}{dt} = f(t) \quad (1)$$

En esta ecuación X representa la variación de la masa y t el tiempo.

2.3.2. Ley cinética lineal.

La ley de velocidad cinética lineal para procesos de corrosión se establece como:

$$\frac{dX}{dt} = k_1 \quad (2)$$

Al integrar la ecuación 2, obtenemos:

$$X = k_1 t \quad (3)$$

Donde k_1 es la constante de velocidad lineal. Un ejemplo de tal situación es la oxidación a temperaturas muy altas en una mezcla de oxígeno gaseoso. En estas condiciones, la difusión en la escala de óxido puede ser tan rápida que no contribuye al control de la velocidad. Se espera una cinética lineal cuando la velocidad general de corrosión es controlada por procesos de límite de fase (Young, 2015).

2.3.3. Ley cinética para procesos controlados por difusión.

La velocidad de difusión en una dimensión es descrita por medio de la primera ley de Fick como:

$$J = -D \frac{\partial C}{\partial x} \quad (4)$$

En la ecuación 4, J representa el flujo, que es la velocidad neta a la que el componente móvil pasa a través del área unitaria de un plano orientado en ángulo recto a la dirección de difusión, D el coeficiente de difusión y C la concentración de un componente. Si consideramos la diferencia en los valores límites en donde tenemos dos concentraciones

diferentes del componente a las cuales denominaremos C_1 , C_2 , la derivada parcial en la ecuación ahora se podría expresar como:

$$J = -D \frac{\partial C}{\partial x} = \frac{D(C_2 - C_1)}{X} \quad (5)$$

Si la velocidad es controlada por la difusión, entonces los procesos interfaciales deben ser rápidos y se puede suponer que están localmente en equilibrio. Es decir, C_1 , C_2 no varían en el tiempo (Young, 2015). De esta manera:

$$k_p = \Omega D(C_1 - C_2) \quad (6)$$

donde Ω es el volumen de óxido formado por unidad de cantidad de especies difusoras. De esta manera, y considerando el análisis termogravimétrico, la ecuación de la velocidad de corrosión de materiales controlados por difusión es igual a:

$$X^2 = 2k_p t \quad (7)$$

Donde k_p es la constante de la velocidad de corrosión.

2.3.4. Procesos de difusión y límite de fase.

Debido a que la difusión es inicialmente rápida, pero disminuye su velocidad al aumentar el grosor de las capas, es posible, que el crecimiento de las capas de corrosión formadas se controle en las primeras etapas mediante una reacción de límite de fase y luego mediante difusión (Young, 2015). Este comportamiento se describe por medio de la ecuación 8.

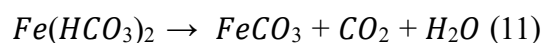
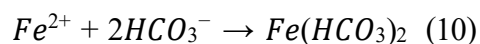
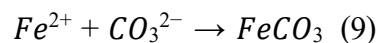
$$X^2 + LX = kt + C \quad (8)$$

Donde L , C y k son constantes.

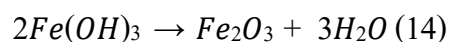
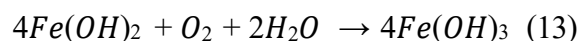
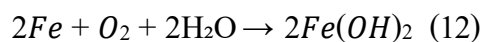
2.3.5. Mecanismos de reacción sistemas CO₂ supercrítico.

Considerando la investigación realizada por Sun y colaboradores, donde fue evaluado el comportamiento del acero X65 a condiciones de presión igual a 10 MPa, temperatura 50 °C, tiempo de exposición 120 h, fue posible determinar la formación de $FeCO_3$ a través de la

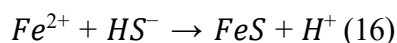
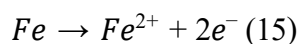
técnica de difracción de rayos X (DRX) (Sun et al., 2016). Los autores proponen que esta formación se puede dar por medio de una reacción de Fe^{2+} con CO_3^{2-} , o a través de una cinética química de dos etapas con $2HCO_3^-$, como se puede observar en las reacciones 9-11.

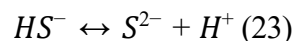
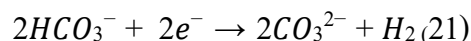
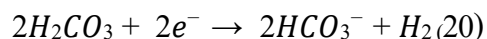
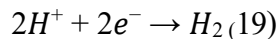
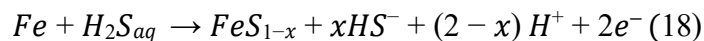
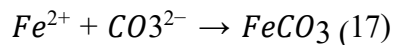


Por otro lado, una vez fue inyectado 1000 ppmv de O_2 a la mezcla agua saturada - CO_2 supercrítico, a las condiciones de trabajo de 50 °C y 10 MPa, los análisis realizados a través de la técnica de caracterización DRX, revelaron que los principales productos formados fueron $FeCO_3$ y Fe_2O_3 . De esta manera, el O_2 disuelto en agua en la superficie del acero puede proporcionar otra vía de reacción catódica para la corrosión del acero, como se puede visualizar en las reacciones 12-14.



Sui y colaboradores, plantearon las reacciones principales para un sistema agua saturada - CO_2 supercrítico - H_2S . La investigación fue llevada a cabo a condiciones de trabajo de 35 °C y 8 MPa. Se agregaron 1000 ppmv de H_2S a la mezcla agua saturada - CO_2 supercrítico (Sui et al., 2018), las impurezas de CO_2 y H_2S se disuelven en agua y se disocian en diferentes iones (H^+ , CO_3^{2-} , HCO_3^- , HS^- , S^{2-}) y parte del H_2S podría reaccionar directamente con el hierro. La disolución del acero fue la principal reacción anódica para formar Fe^{2+} . La adición de H_2S proporcionó una vía de reacción catódica adicional para la corrosión.





2.3.6. Termodinámica en procesos de corrosión.

La termodinámica en procesos de corrosión nos permitirá conocer inicialmente cuales productos de reacción se formarán cuando una aleación particular se expone a un gas dado, y los efectos de la temperatura y la presión sobre el resultado. Esto requiere el uso de equilibrios de fase. La pregunta de si se forma o no un óxido o un producto de corrosión se responde determinando el estado más estable del sistema de reacción. A temperatura y presión constantes, la estabilidad de un sistema se mide por su energía libre de Gibbs (Cengel, 2012). La energía libre total de Gibbs, G , se define como:

$$G = H - TS = U + pV - TS \quad (24)$$

Donde H es la entalpia, S la entropía, U la energía interna, V el volumen del sistema, p presión, y T temperatura. Para un sistema en el que es posible el cambio de composición a través de la reacción química, el cambio reversible de energía interna es proporcionado por las leyes básicas de la termodinámica (Young, 2015).

$$dU = TdS - pdV + \sum_i u_i dn_i \quad (25)$$

Donde n_i es el número de moles del componente i , y μ_i es el potencial químico, que se define como:

$$\mu_i = \left(\frac{\partial U}{\partial n_i} \right)_{T,p,n_j \neq i} \quad (26)$$

De esta manera, si combinamos la forma diferencial de la ecuación 24 con la ecuación 25, obtenemos:

$$dG = Vdp - SdT + \sum_i u_i dn_i \quad (27)$$

Un sistema isobárico e isotérmico está en equilibrio cuando G es 0.

$$dG = 0 \quad (28)$$

En estas condiciones, la energía libre molar parcial de un componente se define como:

$$\bar{G}_i = \left(\frac{\partial G}{\partial n_i} \right)_{T,p,n_j \neq i} = \mu_i \quad (29)$$

Lo cual es equivalente a el potencial químico. Si integramos la ecuación 29 cuando $dT, dp = 0$, obtenemos:

$$G = \sum_i u_i n_i \quad (30)$$

Finalmente, si combinamos las ecuaciones 28 y 30, obtenemos:

$$\sum_i u_i n_i = 0 \quad (31)$$

2.3.7. Termodinámica en procesos de corrosión.

Para un sistema isotérmico de una composición fija, el diferencial de energía de Gibbs para la sustancia A sería:

$$\frac{\partial \bar{G}_A}{\partial p} = \bar{V}_A \quad (32)$$

Donde \bar{V}_A es el volumen parcial del componente A. Considerando el volumen ideal del gas A en la mezcla, se obtendría:

$$\bar{V}_A = \frac{V}{\sum_i n_i} = \frac{N_A RT}{p_A} \quad (33)$$

Donde $N_A = n_A / \sum_i n_i$.

Considerando el diferencial de la ecuación 32 como un diferencial exacto y substituyendo desde la ecuación 33.

$$d\mu_A = d\bar{G}_A = \frac{N_A RT}{p_A} dp \quad (34)$$

Asumiendo la ley de las presiones parciales

$$\frac{p_A}{p} = N_A, \quad dp_A = N_A dp \quad (35)$$

Lo que lleva a obtener:

$$d\mu = RT \frac{dp_A}{p_A} dp \quad (36)$$

Lo que conduce a (Young, 2015):

$$\mu = \mu^0 + RT \frac{p_A}{p_A^0} \quad (37)$$

El valor elegido de $p_A = p_A^0$ se utiliza para definir el estado estándar en el que el potencial químico tiene su valor estándar μ^0 (dependiente de la temperatura). Es conveniente elegir p_A^0 como unidad, comúnmente 1 atm.

2.3.8. Corrosión asociada a procesos de CO₂ como método de recobro mejorado.

La implementación de CO₂ como método de recobro mejorado (CO₂-EOR) ha generado un creciente interés en la comprensión de los mecanismos de corrosión asociados a estos procesos. Esta tecnología, fundamental para la optimización de la producción petrolera y la captura y almacenamiento de carbono, presenta desafíos en términos de integridad de los materiales debido a las condiciones operacionales extremas y la naturaleza corrosiva del CO₂ en presencia de agua (Zhang et al., 2022).

La temperatura emerge como uno de los parámetros más críticos en la determinación de la velocidad de corrosión en sistemas de CO₂ - EOR. Investigaciones recientes han demostrado que existe una relación compleja entre la temperatura y la cinética de corrosión, caracterizada por comportamientos no lineales que varían según las condiciones específicas del sistema (Liu et al., 2023).

Wang y colaboradores (2024) realizaron un estudio sobre el comportamiento de corrosión del acero API 5L X65 en ambientes supercríticos de CO₂ a temperaturas que oscilaron entre 313 K y 423 K. Sus resultados revelaron que la velocidad de corrosión aumenta exponencialmente hasta alcanzar un máximo a temperaturas intermedias (aproximadamente 373 K), seguido de una disminución gradual a temperaturas superiores. Este comportamiento fue atribuido a la competencia entre el incremento de la actividad electroquímica y la formación de capas protectoras de productos de corrosión más estables a altas temperaturas.

Asimismo, Chen et al., (2023) investigaron los efectos de la temperatura sobre la morfología y composición de los productos de corrosión en aceros de baja aleación expuestos a CO₂ húmedo. Utilizando técnicas avanzadas de caracterización como espectroscopía fotoelectrónica de rayos X (XPS) y difracción de rayos X in-situ, determinaron que la

temperatura influye en la estequiometría de los carbonatos de hierro formados, transitando desde FeCO_3 a bajas temperaturas hacia estructuras más complejas que incluyen magnetita (Fe_3O_4) y hematita ($\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$) a temperaturas elevadas.

Por otro lado, la presencia de impurezas en las corrientes de CO_2 utilizadas en procesos EOR constituye un factor determinante en la agresividad corrosiva del medio. Zhao et al., (2022) evaluaron sistemáticamente el impacto de impurezas como H_2S , SO_2 , O_2 y NO_x sobre la corrosión de tuberías de acero al carbono en condiciones típicas de inyección de CO_2 . Sus hallazgos indicaron que concentraciones tan bajas como 100 ppm de H_2S pueden incrementar la velocidad de corrosión en un orden de magnitud, debido a la formación de sulfuros de hierro que alteran la naturaleza protectora de las capas de corrosión.

Patel y Singh (2024) profundizaron en el estudio de la sinergia entre diferentes impurezas, demostrando que la presencia de O_2 y SO_2 genera efectos sinérgicos que resultan en velocidades de corrosión superiores a la suma de los efectos individuales. Este fenómeno fue explicado mediante mecanismos electroquímicos que involucran la formación de especies intermedias altamente reactivas que catalizan las reacciones de corrosión.

El entendimiento de los mecanismos, crecimiento y propiedades de las capas de corrosión ha avanzado considerablemente gracias al desarrollo de técnicas de caracterización in-situ. Rodriguez et al., (2023) emplearon microscopía de fuerza atómica electroquímica (EC-AFM) para estudiar la evolución temporal de las capas de FeCO_3 sobre superficies de acero al carbono en tiempo real. Sus observaciones revelaron que el crecimiento de la capa de corrosión ocurre mediante un mecanismo de nucleación heterogénea seguido de crecimiento lateral, con velocidades que dependen críticamente del pH y la sobresaturación de la solución.

Además, Kumar et al., (2022) utilizaron técnicas de impedancia electroquímica acopladas con modelado mediante elementos de circuito equivalente para caracterizar las propiedades dieléctricas y de transporte de las capas de corrosión formadas a diferentes temperaturas y presiones de CO_2 . Sus resultados demostraron que las capas formadas a temperaturas superiores a 363 K exhiben resistencias de polarización mayores,

correlacionándose con una mayor densidad y menor porosidad de los productos de corrosión.

La complejidad de los sistemas de corrosión en ambientes de CO₂ ha impulsado el desarrollo de modelos predictivos sofisticados que integran aspectos termodinámicos, cinéticos y de transporte de masa. Anderson et al., (2024) desarrollaron un modelo multifísico que combina la mecánica de fluidos computacional (CFD) con la electroquímica para predecir patrones de corrosión localizada en tuberías de inyección de CO₂. El modelo incorpora efectos de la turbulencia del flujo, gradientes de temperatura y concentración, así como la evolución temporal de la morfología de la superficie.

Por su parte, Thompson y Lee (2023) propusieron un enfoque basado en inteligencia artificial utilizando redes neuronales profundas para predecir velocidades de corrosión a partir de parámetros operacionales. Su modelo, entrenado con una extensa base de datos experimental, demostró una precisión superior al 95% en la predicción de velocidades de corrosión bajo condiciones variables de temperatura, presión, composición química y tiempo de exposición.

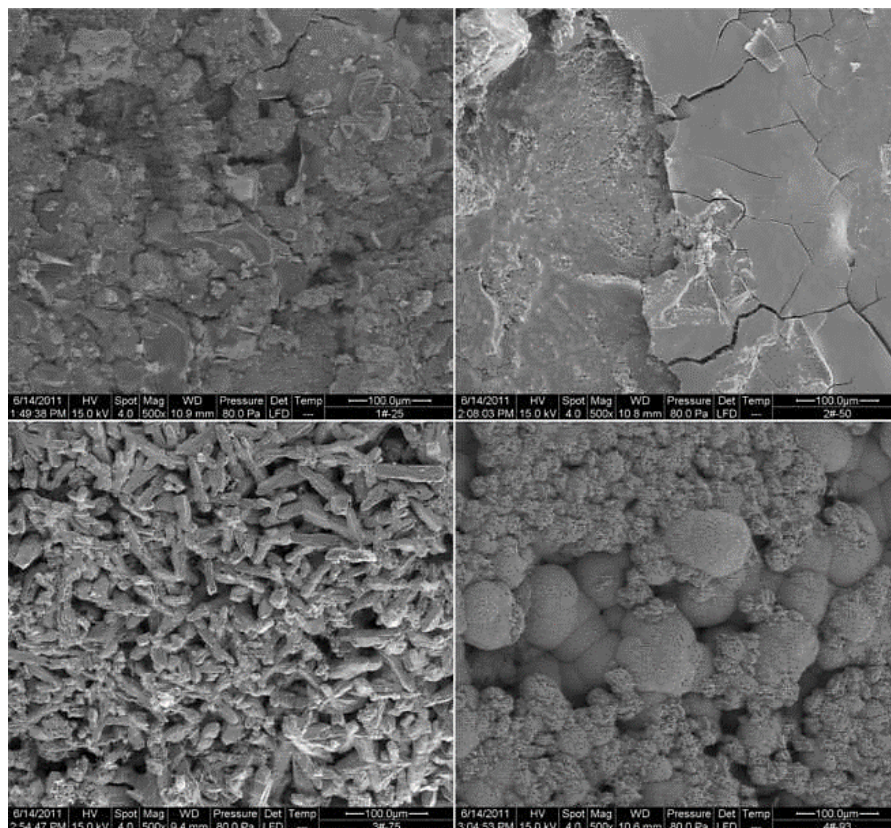
El desarrollo de estrategias efectivas de mitigación de la corrosión en sistemas CO₂ - EOR ha evolucionado hacia enfoques multidisciplinarios que combinan selección de materiales, tratamientos de superficie y control químico del medio. García-Morales et al., (2024) evaluaron el desempeño de aceros inoxidable duplex y súper duplex en condiciones severas de CO₂ húmedo, demostrando que las aleaciones con alto contenido de cromo y molibdeno mantienen excelente resistencia a la corrosión incluso en presencia de cloruros y temperaturas elevadas.

Xiang y colaboradores, a través de su investigación sobre los efectos de la temperatura sobre el comportamiento del acero X70 a altas presiones y ambientes de CO₂ con impurezas de SO₂, O₂ y H₂O, concluyeron que a medida que aumentaba la temperatura, la velocidad de corrosión incrementaba hasta que alcanzaba un valor máximo, luego, la velocidad de corrosión disminuía. De acuerdo con los autores, esto se debe a la reducción de la solubilidad de SO₂ y O₂ en la película delgada de agua al aumentar la temperatura. Igualmente, de acuerdo con los

resultados mostrados por la técnica de caracterización de Microscopía Electrónica de Barrido (SEM), cuando la temperatura alcanzó una temperatura igual a 366 K, hubo una acumulación de productos densos de corrosión esférica, que tenían una fuerte protección al sustrato metálico (figura 2). Las escalas de producto formadas a temperaturas de 323 y 348 K presentaron una protección deficiente para el metal base (Xiang et al., 2013) lo cual constituye áreas prioritarias de investigación (Williams et al., 2024). Adicionalmente, la integración de tecnologías emergentes como sensores basados en nanotecnología y técnicas de caracterización avanzada promete revolucionar el entendimiento y control de estos procesos corrosivos complejos.

Figura 2

Morfología superficial de los productos de corrosión formados en el acero X70 a diferentes temperaturas (a) 298 K b) 323 K c) 348 K d) 366 K a condiciones de alta presión e inyección de CO₂ (Xiang et al., 2013).



Por otro lado, Sun y colaboradores, estudiaron el efecto sinérgico del oxígeno (O_2), ácido sulfhídrico (H_2S) y dióxido de azufre (SO_2) como impurezas en el comportamiento del acero X65 en un sistema de dióxido de carbono supercrítico (CO_2). En esta investigación se determinó el factor de impacto de la corrosión para los ambientes (CO_2 , CO_2 - O_2 , CO_2 - H_2S , CO_2 - SO_2 , CO_2 - O_2 - H_2S , CO_2 - O_2 - SO_2 , CO_2 - SO_2 - H_2S , CO_2 - O_2 - SO_2 - H_2S) (Sun et al., 2016). Este factor fue determinado a partir de los valores de las velocidades de corrosión para cada ambiente, a partir de la siguiente ecuación:

$$C_i = \frac{V_i V_o}{V_o} \quad (38)$$

En la ecuación 38, V_o representa la velocidad de corrosión de referencia (ambiente de dióxido de carbono puro), V_i la velocidad de corrosión para cada uno de los ambientes donde se presentó impurezas. De igual manera, en este estudio fue calculado el factor de interacción sinérgica para cada ambiente por medio de la ecuación 39.

$$S_m = C_m - \sum C_s \quad (39)$$

En la ecuación 39 S_m representa el factor de impacto de interacción sinérgica de las múltiples impurezas y $\sum C_s$ es la sumatoria de los factores de impacto de corrosión correspondientes. El tiempo de investigación para este estudio fue de 120 h, presión de trabajo de 10 MPa y temperatura de 50 °C.

Se calculó que el factor de impacto de interacción sinérgica (S_m) de las impurezas aumentó en el orden siguiente: SO_2 - H_2S (4.88), SO_2 - SO_2 (35.69), SH_2S - SO_2 (42.03) y SO_2H_2S - SO_2 (54.88).

Los productos de corrosión formados en los diferentes ambientes fueron determinados a partir de la técnica de caracterización de Difracción de Rayos X (DRX), entre estos productos se pudo determinar la presencia de $FeOOH$, $FeSO_3 \cdot 2H_2O$, $FeSO_4 \cdot 4H_2O$, FeS , $FeCO_3$ y S .

Por otro lado, dentro de las preocupaciones más importantes de los procesos de recobro mejorado asociados a CO_2 , sobresale la presencia de vapor de agua sobre el comportamiento de la corrosión de los materiales (Wang et al., 2019). Wei y colaboradores investigaron los efectos

de estas variables en el comportamiento corrosivo de tres aceros (3Cr, L245, 16 Mn) en condiciones de dióxido de carbono (CO₂) húmedo. Dentro de las condiciones de estudio se evaluaron tres cortes de agua (10, 30 y 80 %) a una temperatura de estudio de 60 °C. Se concluyó que para los tres aceros la velocidad de corrosión aumentó con el incremento del corte de agua, presentándose una mayor velocidad en el acero L245 que fue el que presentó menor contenido de cromo. El acero 3Cr tuvo resistencia a la corrosión superior a la observada en los otros materiales. Asimismo, se determinó corrosión por picadura a partir del corte de agua del 30 %. Este tipo de corrosión se observó con mayor intensidad a medida que aumentó el contenido de agua.

A partir de los resultados anteriores, se estableció para ambientes corrosivos que contienen CO₂, que el carácter protector depende principalmente de la precipitación de carbonato de hierro (II) (FeCO₃). De acuerdo con los resultados alcanzados, el proceso de precipitación de FeCO₃ se debió principalmente a fenómenos de nucleación y crecimiento de las partículas (Wei et al., 2014).

Sui y colaboradores estudiaron los efectos del cambio de la temperatura y presión en el comportamiento corrosivo del acero al carbono X65 en una atmósfera de estudio CO₂-H₂S-H₂O. El efecto de la temperatura y la presión fue determinado a partir de las ecuaciones 40 y 41. CR representa la velocidad de corrosión.

$$\Delta CR_T = \frac{CR_1 - CR_2}{\Delta T} \quad (40)$$

$$\Delta CR_P = \frac{CR_1 - CR_2}{\Delta P} \quad (41)$$

Las temperaturas de estudio evaluadas fueron 27, 35 y 50 °C, de igual manera, las presiones de trabajo 8 y 10 MPa. Es decir, en este sistema a determinadas condiciones se dio la presencia de CO₂ supercrítico. Se observó, la formación de productos de estructuras de dos capas, tanto para el ambiente de fase supercrítica como para la que no era supercrítica. Por otro lado, se determinó que la razón de cambio para la variable presión fue mayor que para la temperatura, indicando que existió un mayor impacto en el cambio de presión. Finalmente, fue desarrollado un modelo termodinámico en el sistema CO₂ - H₂O - H₂S, en el cual se demostró que la adición

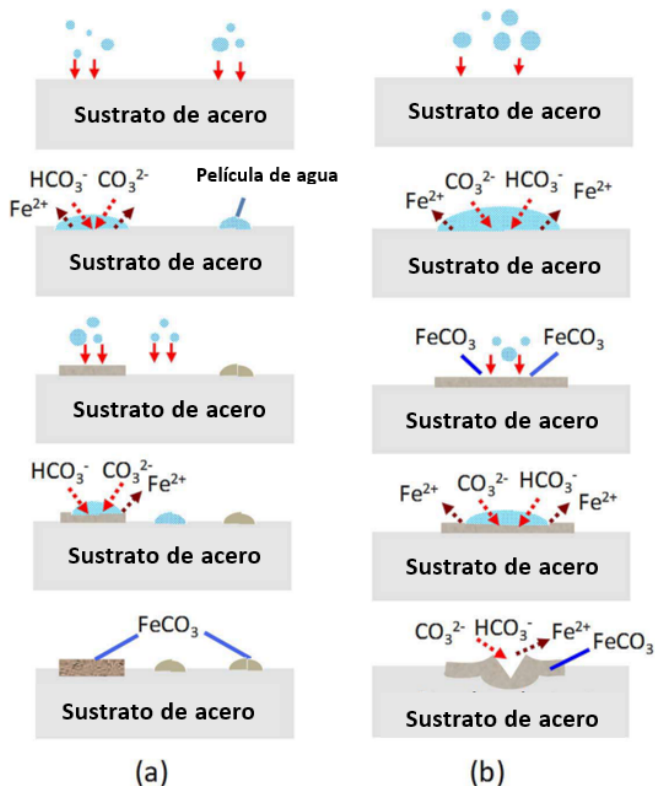
de impurezas H_2S puede promover la precipitación del agua, lo que puede acelerar el proceso de corrosión y aumentar la velocidad de corrosión del acero X65 (Sui et al., 2018).

En otro estudio asociado al tema de interés, se evaluó la velocidad de corrosión del acero API N-80 a condiciones de 10 MPa y 50 °C. En esta investigación se analizó los efectos principalmente de la velocidad de rotación y la concentración de agua en el comportamiento del acero (Qing et al., 2018). Se observó como a una velocidad de rotación de 1000 rpm, la velocidad de corrosión aumentaba mucho más rápido que a una velocidad de rotación de 200 rpm. Asimismo, el aumento de concentración de agua en CO_2 supercrítico, incrementó la velocidad de corrosión. Posteriormente, en este trabajo se propuso un mecanismo esquemático para aceros al carbono a baja concentración de agua a una velocidad de rotación baja y alta concentración de agua a una velocidad de rotación alta, como se puede observar en la figura 3.

Finalmente, en el campo petrolero Shengli, a través de un estudio se evaluó el uso de la inyección alternada de agua y gas (CO_2 , H_2O). En este campo fue posible observar un aumento en los factores de recobro. De igual manera, en este trabajo se determinó una tasa de secuestro de CO_2 de aproximadamente del 60.5 %. Se concluyó que los factores de presión, temperatura y contenido de agua fueron factores claves asociados al riesgo de corrosión de los pozos de inyección alternada de agua y gas, en la recuperación mejorada de petróleo (Wang & Song, 2018).

Figura 3

Ilustración esquemática del proceso de corrosión del acero al carbono API N- 80 en fluidos supercríticos CO_2 . (a) Baja concentración de agua a una velocidad de rotación baja, (b) Alta concentración de agua a una velocidad de rotación alta.



A partir de la revisión de la literatura, es posible identificar vacíos de conocimiento relevantes que justifican la presente investigación. Si bien existen estudios que evalúan la corrosión de aceros al carbono en sistemas CO₂ supercrítico con impurezas, estos se han concentrado en aceros X65, X70 y aceros de baja aleación en condiciones de laboratorio, sin abordar el comportamiento específico de los aceros API N-80 y API P-110 bajo las condiciones operacionales de un campo representativo en Colombia, como lo es el campo Teca (520 - 560 °F, 800 - 1.100 psi). Adicionalmente, no existe en la literatura una evaluación progresiva y sistemática que permita aislar el efecto individual y combinado de H₂O, N₂ y O₂ sobre los el comportamiento de estos aceros en condiciones de campo. La ausencia de estudios que caractericen los efectos no aditivos del N₂ y el O₂, constituye la brecha de conocimiento central que este trabajo busca llenar. En consecuencia, la hipótesis propuesta y los objetivos formulados responden directamente a esta necesidad, generando conocimiento aplicable al diseño de estrategias para infraestructura de inyección en proyectos EOR/CCUS con flue gas en el contexto colombiano.

3. HIPÓTESIS

La presencia de vapor de agua saturado incrementará la velocidad de corrosión en los aceros al carbono API N-80 y API P-110 en los procesos de inyección de CO₂ supercrítico e inyección de *flue gas* como método de recobro mejorado. De igual manera, la presencia de nitrógeno y oxígeno generará cambios en la composición química y morfología superficial de los productos de corrosión formados. Asimismo, las variables presión y temperatura contribuirán a aumentar la cantidad en equilibrio de los productos de corrosión formados considerando los sistemas de estudio en equilibrio termodinámico (sólido-gaseoso), teniendo en cuenta las condiciones de operación de estudio (campo Teca, Colombia).

4. OBJETIVOS

4.1. Objetivo general.

Evaluar los fenómenos y mecanismos de corrosión en procesos de inyección de dióxido de carbono supercrítico e inyección de *flue gas* como métodos de recobro mejorado teniendo en cuenta las variables de presión, temperatura, presencia de vapor de agua, oxígeno y nitrógeno.

4.2. Objetivos específicos.

Evaluar los efectos de las variables presión, temperatura y tiempo de exposición sobre los cambios en la morfología, velocidad de corrosión y composición química de los productos de corrosión formados en los aceros al carbono API N-80 y API P-110.

Determinar la cinética de corrosión en procesos de inyección asociados a CO₂, teniendo en cuenta el impacto de la presencia de vapor de agua, oxígeno y nitrógeno.

Desarrollar un modelo termodinámico que permita predecir los riesgos de corrosión asociados a procesos de inyección de dióxido de carbono supercrítico e inyección de *flue gas*- vapor de agua.

Estudiar los posibles mecanismos de corrosión en los aceros al carbono API N-80 y API P-110 expuestos a la inyección de dióxido de carbono como método de recobro mejorado considerando impurezas de estos procesos como la presencia de vapor de agua, nitrógeno y oxígeno

5. METODOLOGÍA.

Esta investigación doctoral se desarrolló bajo la modalidad de investigación aplicada, orientada a la generación de nuevos conocimientos con aplicación práctica directa. El trabajo se estructuró en nueve fases secuenciales, cada una diseñada para dar respuesta a los objetivos específicos planteados.

5.1. Obtención de mezclas de estudio y determinación de variables.

5.1.1. Obtención de atmósferas de estudio.

La determinación de las mezclas de estudio se basó en datos operativos del campo Teca, ubicado en Puerto Triunfo, Antioquia, dentro de la cuenca del Valle Medio del Magdalena. Es importante destacar que el término impureza se emplea en este trabajo conforme a la convención establecida en la literatura en procesos de captura, utilización y almacenamiento de carbono (CCUS) e inyección de CO₂ como método de recobro mejorado (EOR), donde dicho término designa a las especies químicas distintas al CO₂ que se encuentran presentes en el fluido de inyección como resultado de los procesos de combustión que dan origen al *flue gas*, independientemente de su fracción molar en la mezcla resultante. Esta convención, adoptada por autores de referencia en el área como Sun et al. (2016), Xiang et al. (2021) y Wei et al. (2020), entre otros, responde al criterio de origen y función en el proceso. El CO₂ constituye el agente de inyección de diseño, mientras que el H₂O, N₂ y O₂ representan contaminantes incorporados de forma no intencional al fluido, cuya proporción en la mezcla está determinada por las condiciones operacionales reales del campo y no por una decisión de diseño del proceso de inyección. De esta forma, la clasificación de estas especies como impurezas refleja su naturaleza desde la perspectiva del proceso y no una relación cuantitativa de proporciones molares respecto al componente principal.

La composición de la mezcla, conforme a los datos de campo, es la siguiente:

Tabla 2

Porcentaje másico mezcla de campo.

| Porcentaje másico, (%) | |
|------------------------|------|
| <i>Flue Gas</i> | 52.3 |
| Vapor | 47.7 |

Con base en estos datos se determinaron las siguientes mezclas de estudio:

Tabla 3

Mezclas de estudio.

| Tipo de mezcla | Composición Molar (%) | | | |
|---|-----------------------|------------------|----------------|----------------|
| | CO ₂ | H ₂ O | N ₂ | O ₂ |
| Mezcla 1 (mezcla de control) | 100 | | | |
| Mezcla 2 (Presencia de H₂O) | 31 | 69 | | |
| Mezcla 3 (Presencia de N₂) | 4.39 | 60.13 | 35.49 | |
| Mezcla 4 (Presencia de O₂) | 34.21 | 60.22 | 4.38 | 1.19 |

5.1.2. Determinación de variables.

Para técnicas de inyección de vapor-*flue gas*, las variables de presión y temperatura operan en rangos de 800-1.100 psia (55-75 bar) y 360-570 °F (180-300 °C), respectivamente, según la información operativa de campo. Este trabajo estudió tres valores representativos del rango de presión: 800, 950 y 1.100 psia (55, 65 y 75 bar). Las temperaturas

correspondientes se determinaron mediante la ecuación de Antoine, que relaciona temperatura y presión de saturación de vapor en sustancias puras, obteniendo: 520, 540 y 560 °F (270, 280 y 290 °C). Adicionalmente, se seleccionaron cinco tiempos de exposición: 1, 20, 50, 120 y 200 horas.

Se implementó un diseño experimental factorial mixto $3 \times 3 \times 5 \times 4$, con tres repeticiones por condición experimental, asegurando la validez estadística de los resultados.

5.2. Caracterización de los materiales de estudio.

Como línea base del estudio, se caracterizaron los aceros al carbono API N-80 y API P-110 mediante Espectroscopía de Emisión Óptica por Chispa (OES). Los análisis se realizaron en un espectrómetro Bruker Q2 ION, determinando la composición elemental de ambos materiales.

5.3. Estudio de simulación termodinámica.

Se realizó un análisis termodinámico mediante el software HSC Chemistry para evaluar el comportamiento de los sistemas material-atmósfera. El estudio incluyó el desarrollo de diagramas de Ellingham y diagramas de equilibrio.

5.3.1. Construcción del diagrama de Ellingham.

El objetivo principal de este diagrama consistió en revisar la espontaneidad de las reacciones y los productos formados en el sistema debido a la interacción de los tres elementos principales (Fe-Mn-C) del material con el entorno de estudio ($\text{CO}_2\text{-N}_2\text{-H}_2\text{O-O}_2$).

5.3.2. Construcción del diagrama de equilibrio.

El módulo de equilibrio de HSC permite calcular las composiciones de equilibrio de múltiples componentes en sistemas heterogéneos. Se especificó el sistema de reacción química, con sus fases y especies, y las composiciones de los elementos. Las cantidades de productos en equilibrio en condiciones isotérmicas e isobáricas fueron calculadas. Asimismo, fue necesario especificar las sustancias y fases potencialmente estables, así como las cantidades y temperaturas de los componentes.

La relación molar acero/gas que se utilizó para esta simulación fue 1/1000. Esta relación fue seleccionada teniendo en cuenta los criterios seguidos en la investigación de Alviz et al., (2018).

5.3.3. Obtención de productos teóricos.

A partir del análisis de los diagramas termodinámicos generados (diagramas de equilibrio y Ellingham), se determinaron teóricamente los productos de corrosión esperados bajo las diferentes condiciones operativas.

5.3.4. Simulación electroquímica.

Se empleó el software OLI Corrosion Analyzer para realizar la simulación electroquímica. Esta herramienta permitió obtener el potencial de corrosión, velocidad de corrosión y curvas de polarización potenciodinámicas.

5.4. Diseño y montaje experimental.

5.4.1. Diseño experimental.

El montaje experimental se diseñó para simular las condiciones operativas del proceso de inyección de vapor. El equipo incorpora gases de estudio con composiciones predeterminadas y un mecanismo de purga con gas inerte (argón) para garantizar atmósferas controladas durante los ensayos.

El control de flujos gaseosos se logró mediante un tablero regulador equipado con transmisores de presión y válvulas reguladoras de precisión, permitiendo el ajuste de las condiciones experimentales. El componente central consistió en un reactor tipo autoclave diseñado para altas presiones, que incorpora un porta-muestras especialmente desarrollado para evaluar cupones metálicos bajo las condiciones de estudio.

Para alcanzar y mantener las temperaturas operativas requeridas, la autoclave tenía una chaqueta de calentamiento metálica conectada a un controlador PID que aseguraba estabilidad térmica durante los ensayos. El control se complementó con múltiples válvulas

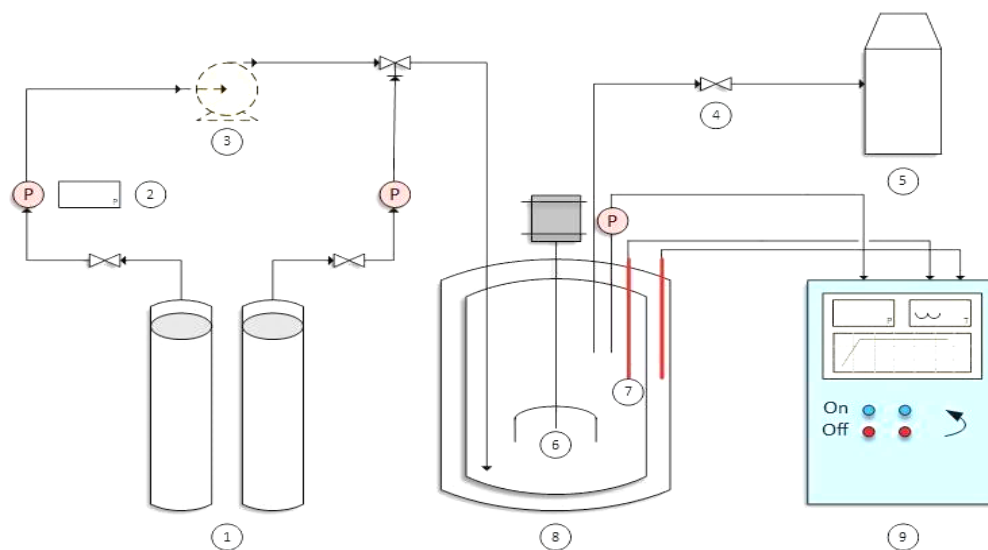
reguladoras de presión y controladores para el monitoreo continuo de las variables críticas del proceso.

La instrumentación incluyó manómetros de alta precisión, termopares tipo K para monitoreo térmico y dispositivos de seguridad para alivio de presión. El conjunto se integró para garantizar operación segura y obtención de datos confiables durante los ensayos de exposición. La disposición completa del montaje experimental, incluyendo conexiones y componentes principales, se presenta en la figura 4.

Este diseño permitió el control preciso de todas las variables críticas (temperatura, presión y composición atmosférica), asegurando la reproducibilidad de las condiciones de ensayo y la calidad de los resultados obtenidos.

Figura 4

Montaje experimental desarrollado en las instalaciones del Grupo de Investigaciones en Corrosión (GIC).



| Lista de equipamiento | |
|-----------------------|---------------------------------------|
| Número | Descripción |
| 1 | Tanque almacenamiento |
| 2 | Manómetro |
| 3 | Compresor o bomba (si es necesario) |
| 4 | Válvula salida de gas |
| 5 | Dispositivo para tratamiento de gases |
| 6 | Muestra de material de estudio |
| 7 | Termocupla |
| 8 | Autoclave |
| 9 | Controlador de Presión y Temperatura |

5.4.2. Montaje experimental y pruebas preliminares.

La implementación del montaje se realizó en los laboratorios del Grupo de Investigaciones en Corrosión (GIC) del Parque Tecnológico Guatiguará. Previo a los ensayos definitivos, se desarrolló un protocolo de validación para garantizar el óptimo funcionamiento del equipo y la confiabilidad de los resultados.

El proceso de validación incluyó pruebas preliminares para verificar la integridad del montaje. Se efectuaron verificaciones de hermeticidad en todas las conexiones, evaluando sellos, empaques, uniones y acoples, además de comprobar la capacidad operativa del reactor bajo las condiciones de presión requeridas.

La validación de parámetros operacionales constituyó una etapa crítica. Se calibraron los controladores de flujo másico, se verificaron los perfiles térmicos y se evaluaron los gradientes de presión bajo diferentes condiciones operativas. Los ensayos preliminares incluyeron el cálculo de las condiciones adecuadas mediante la regla de Kay para determinar las propiedades pseudocríticas de las mezclas gaseosas. Se implementó un protocolo riguroso de verificación para los dispositivos de control y monitoreo, asegurando respuesta precisa y consistente.

Las pruebas de funcionalidad incluyeron ciclos completos de operación sin muestra para verificar el comportamiento del equipo. Durante estas pruebas se evaluó la respuesta de los mecanismos de seguridad, la estabilidad de las variables críticas y la efectividad del registro de datos. Este proceso de validación garantizó tanto la integridad operacional como la reproducibilidad de las condiciones experimentales, estableciendo una base sólida para la fase experimental subsecuente.

5.5. Elaboración y caracterización inicial de los materiales.

5.5.1. Proceso de elaboración de cupones de los materiales de estudio.

La preparación de los cupones de ensayo se realizó siguiendo protocolos estandarizados para garantizar la reproducibilidad y confiabilidad de los resultados. Los materiales se procesaron mediante corte por hilo, técnica seleccionada por su precisión y

mínima afectación térmica del material base. Este método permitió obtener cupones sólidos con geometría de paralelepípedo rectangular y dimensiones controladas de 15 mm de altura, 10 mm de longitud y 3 mm de espesor.

El acondicionamiento superficial y limpieza se ejecutó siguiendo los lineamientos de la norma ASTM G1-03 "Standard Practice for Preparing, Cleaning, and Evaluating Corrosion Test Specimens". Este procedimiento normalizado garantiza la eliminación de contaminantes superficiales y establece condiciones iniciales uniformes para todos los especímenes. El acabado superficial final de las muestras se realizó con papel de carburo de silicio de 1200.

Los cupones se dispusieron en un porta-muestras fabricado con material termoestable, diseñado para garantizar estabilidad a altas temperaturas, posicionamiento preciso de las muestras, exposición uniforme a la atmósfera de ensayo e integridad estructural durante los ciclos térmicos.

La selección de dimensiones y geometría respondió a criterios de optimización del área superficial expuesta, facilidad de manipulación durante los ensayos, compatibilidad con las técnicas de caracterización posteriores y adecuación a las dimensiones del porta-muestras.

5.5.2. Caracterización inicial de los materiales de estudio.

Para evaluar el estado inicial de los materiales previo a los ensayos de exposición, se analizó su morfología mediante Microscopía Electrónica de Barrido (SEM), utilizando un microscopio QUANTA 450 equipado con sistema de rayos X por energía dispersa OXFORD, operado en modo bajo vacío, siguiendo los Instructivos Técnicos de Ensayo GTN-I-270 y GTN-I-275 del Manual de Procedimientos Técnicos.

Adicionalmente, se efectuaron análisis metalográficos para establecer la microestructura base de los materiales de estudio. Los análisis de caracterización metalográfica se realizaron siguiendo la norma ASTM E 3-95 "Standard Practice for Preparation of Metallographic Specimens".

5.6. Exposición a las condiciones de estudio y caracterización de los materiales.

5.6.1. Experimentación.

Completadas las etapas preliminares, se ejecutaron las pruebas experimentales en el montaje diseñado. Los materiales se expusieron a las mezclas gaseosas de estudio mediante el sistema experimental implementado.

El diseño experimental incorporó una mezcla de control constituida únicamente por CO₂, evaluando adicionalmente la influencia de H₂O, N₂ y O₂. Para asegurar la validez de los ensayos, se mantuvieron constantes la composición másica de cada sustancia y las condiciones de tiempo de exposición, temperatura y presión para cada prueba. Los análisis se realizaron por triplicado para garantizar la precisión experimental.

5.6.2. Caracterización de los materiales por medio de las técnicas SEM, EDS, DRX y XPS.

Finalizada la exposición de los materiales a las mezclas de estudio, se realizó la caracterización morfológica mediante Microscopía Electrónica de Barrido (SEM). Para observar las modificaciones en la composición química elemental y las fases cristalinas formadas, se emplearon las técnicas de Análisis de Energía Dispersiva de Rayos X (EDS) y Difracción de Rayos X (DRX) en muestras seleccionadas. Los análisis de DRX se realizaron en un difractómetro BRUKER modelo D8 ADVANCE con geometría DaVinci bajo las siguientes condiciones: voltaje 40 kV, corriente 40 mA, rendija de divergencia 0.6 mm, muestreo 0.02035° 2 θ , rango de medición 3.5°-90.0° 2 θ , radiación CuK α ₁, filtro de níquel y tiempo de muestreo 0.8 segundos. Los análisis cualitativos de las fases se determinaron mediante comparación con los perfiles de difracción de la base de datos PDF-2 (2016) del International Centre for Diffraction Data (ICDD).

Para obtener información electrónica de los componentes y la formación de fases amorfas, se realizó Espectroscopía Fotelectrónica de Rayos X (XPS) en muestras seleccionadas. Los análisis se efectuaron en la plataforma de caracterización de superficies XPS/ISS/UPS-ACenteno construida por SPECS (Alemania), provista de un analizador de energía PHOIBOS150 2D-DLD y detector 2-CMOS. Se utilizó una fuente de rayos X Al K α monocromatizada (FOCUS 500) operada a 200 W, con energía de paso del analizador

hemisférico fijada en 100 eV para espectros generales y 20 eV para espectros de alta resolución.

Las muestras se montaron sobre cinta conductora de cobre en portamuestras metálicos de acero inoxidable conectados eléctricamente al espectrómetro. Se registraron los espectros de alta resolución C1s, O1s, Fe2p, Mn2p.

Finalmente, se llevó a cabo los análisis de dureza. Las pruebas de dureza se realizaron por medio de un durómetro Wilson.

5.7. Estudio sinérgico.

Se evaluaron los efectos sinérgicos de la presencia de H₂O, N₂ y O₂ en los materiales, considerando todas las variables independientes: temperatura, presión y tiempo de exposición. Este estudio permitió observar los efectos de estas variables sobre las variables dependientes: variación de masa, velocidad de corrosión y razones de cambio de velocidad de corrosión con respecto a temperatura y presión.

El análisis contempló los siguientes comportamientos: relación entre temperatura y variación de masa, influencia del tiempo de exposición sobre la variación de masa, efecto de la presión de exposición en la variación de masa, velocidad de corrosión en función del tiempo de exposición, dependencia de la velocidad de corrosión con la temperatura y presión, factores de impacto de la corrosión, y las razones de cambio de velocidad de corrosión respecto a temperatura y presión.

La velocidad de corrosión se calculó mediante el método directo de variación de masa, siguiendo los lineamientos establecidos por ASTM & Environments (2010) y NACE (2013).

$$\text{Velocidad de corrosión} = \frac{k * w}{A * t * D} \quad (42)$$

Donde, k representa una constante que varía según las unidades deseadas para medir la velocidad de corrosión, w es la variación de masa del material, A es el Área superficial del material, t es el tiempo de exposición en horas y D es la densidad del material.

5.8. Desarrollo del modelo termodinámico.

A través de los análisis, recolección y tratamiento de los datos obtenidos en la fase del estudio sinérgico, fue planteado un modelo matemático donde se relacionaron los factores que influyen en el comportamiento corrosivo de los materiales. Este modelo representa una herramienta frente a los riesgos asociados a la corrosión para las condiciones de estudio.

5.9. Estudio de los mecanismos de corrosión

El desarrollo de las etapas anteriores permitió identificar y caracterizar los mecanismos de corrosión predominantes en los materiales bajo las condiciones evaluadas. Esta fase integró los resultados de las técnicas de caracterización (SEM, EDS, DRX, XPS) con los datos cinéticos obtenidos del estudio sinérgico.

Se analizaron las reacciones químicas que gobiernan los procesos corrosivos en las diferentes condiciones experimentales, identificando los productos de corrosión formados. Se establecieron correlaciones entre la composición, las condiciones termodinámicas y los mecanismos observados.

El estudio incluyó la evaluación de la morfología de los productos de corrosión, la determinación de las fases cristalinas predominantes y la identificación de los estados de oxidación de los elementos mediante espectroscopía fotoelectrónica.

5.10. Recomendaciones de mitigación y prevención

Con base en las fases desarrolladas y el conocimiento generado sobre los mecanismos de corrosión, se formularon estrategias de mitigación y prevención para el control de la corrosión en los ambientes estudiados.

Las recomendaciones incluyeron la optimización de parámetros operacionales para minimizar la agresividad de los ambientes.

Se establecieron medidas preventivas basada en criterios de efectividad, viabilidad económica y aplicabilidad industrial. Las recomendaciones se estructuraron considerando tanto acciones inmediatas como estrategias a largo plazo, proporcionando un marco integral para la gestión de la corrosión.

6. RESULTADOS

- Composición química del acero API N-80.

En la Tabla 4, se presentan las composiciones químicas elementales de los materiales de estudio acero API N-80 y Acero API P-110 empleados en el proyecto de investigación.

Tabla 4

Composición química de los aceros API N-80 y API P-110 obtenidas mediante Espectroscopía de Emisión Óptica por Chispa (OES) desarrollada en las instalaciones del laboratorio del Grupo de Investigaciones en Minerales, Biohidrometalurgia y Ambiente (GIMBA).

| Acero | C | S | Si | Mn | P | Cr | Ni | Cu | Mo |
|---------------------|-------|--------|-------|-------|-------|-------|--------|--------|-------|
| API N-80 (% wt) | 0.255 | <0.150 | 0.308 | 1.424 | 0.013 | 0.011 | 0.0077 | 0.0081 | - |
| API P-110 (% wt) | 0.316 | 0.15 | 0.347 | 1.203 | - | 0.99 | 0.09 | 0.173 | 0.044 |

- Diagrama de Ellingham.

La figura 5 corresponde al diagrama de Ellingham construido para el sistema de inyección de vapor-*flue gas*, el cual representa gráficamente la variación de la energía libre estándar de Gibbs (ΔG°) en función de la temperatura para las reacciones de formación de los compuestos (Gaskell & Laughlin, 2017). Este análisis termodinámico permite predecir la espontaneidad de las reacciones bajo las condiciones específicas del proceso (Zhang et al., 2012).

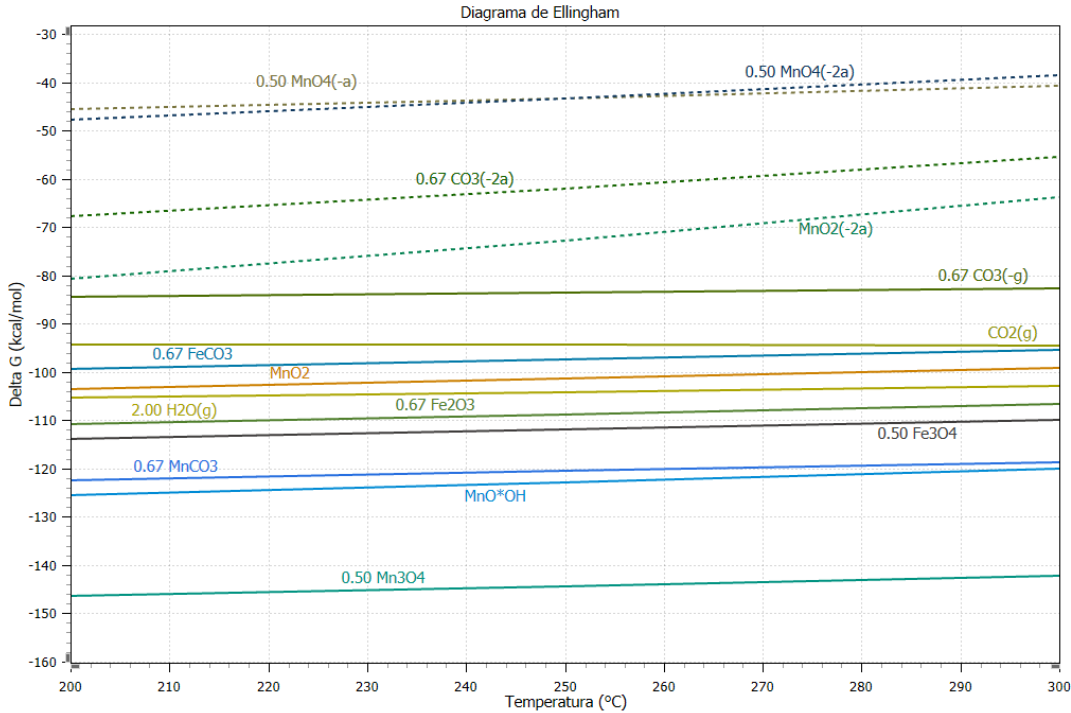
Del análisis de este diagrama se concluyó que los compuestos con mayor variación de energía libre de Gibbs (ΔG) fueron: tetra-óxido de manganeso (Mn_3O_4), oxihidróxido de manganeso ($MnOOH$) y carbonato de manganeso ($MnCO_3$). Estos compuestos, al ubicarse en la región inferior del diagrama, presentan valores más negativos de ΔG° , indicando mayor espontaneidad termodinámica de formación bajo las condiciones de temperatura y presión evaluadas. Este diagrama incluye el rango de las presiones de estudio.

La presencia de estos compuestos de manganeso como productos termodinámicamente favorables sugiere que las reacciones de oxidación y carbonatación serán predominantes en el sistema. El tetra-óxido de manganeso (Mn_3O_4) representa una fase estable de óxido mixto, mientras que el oxihidróxido de manganeso ($MnOOH$) indica la influencia del vapor de agua en la formación de fases hidratadas. Por su parte, el carbonato de manganeso ($MnCO_3$) evidencia la importancia del CO_2 presente en el *flue gas* como agente carbonatante.

Esta información termodinámica proporciona una base fundamental para comprender los mecanismos de corrosión esperados y orienta la interpretación de los resultados experimentales, particularmente en la identificación de los productos de corrosión que se formarán preferentemente durante la exposición de los materiales a las condiciones de inyección de vapor-*flue gas*.

Figura 5

Diagrama de Ellingham para las condiciones de estudio.



- **Diagrama de equilibrio**

La Figura 6 presenta el diagrama de equilibrio termodinámico para el sistema de estudio a una presión de 800 psi (55 bar) y un rango de temperatura de 520 - 572 °F (270-300 °C). Los diagramas de equilibrio correspondientes a las presiones de 950 y 1.100 psi (65 y 75 bar) se encuentran en el Apéndice A.

De manera complementaria, la figura 7 ilustra el diagrama de equilibrio a temperatura constante de 520 °F (270 °C) y un rango de presiones de 800 - 1.100 psi (55 - 75 bar), permitiendo evaluar el efecto de la presión sobre la estabilidad de las fases. Los diagramas de equilibrio equivalentes para las temperaturas de 540 y 560 °F (280 y 290 °C) pueden consultarse en el Apéndice B.

Figura 6

Diagrama de equilibrio de los productos de corrosión teóricos para una presión de 800 psia (55 bar) en un rango de temperaturas de 520-580 °F (270 - 300 °C).

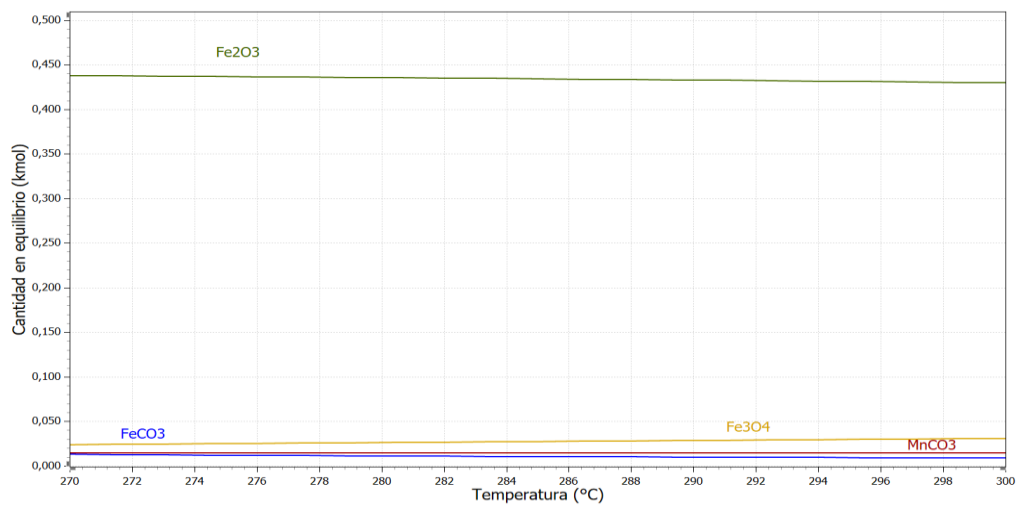
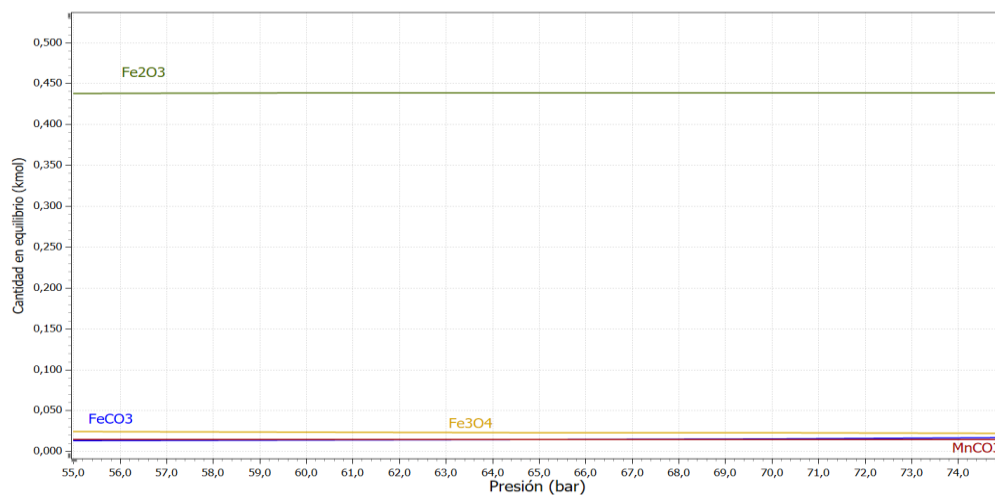
**Figura 7**

Diagrama de equilibrio de los productos de corrosión teóricos para una presión de 800 psia (55 bar) en un rango de temperaturas de 520-580 °F (270 - 300 °C).



A partir de los diagramas de equilibrio termodinámico se identificaron los compuestos presentes en mayor proporción (cantidad en equilibrio expresada en kmol). Los productos predominantes fueron: trióxido de hierro (Fe_2O_3), tetraóxido de hierro (Fe_3O_4), carbonato de hierro (FeCO_3) y carbonato de manganeso (MnCO_3).

Al contrastar estos resultados con los obtenidos en el diagrama de Ellingham (figura 5), es posible notar que los compuestos con mayor espontaneidad termodinámica de formación no se presentaron en proporciones importantes debido a que correspondían principalmente a compuestos de manganeso. Esta situación se explica por la baja concentración de manganeso en los materiales de estudio comparada con el hierro, limitando así la disponibilidad de este elemento para formar los productos termodinámicamente más favorables (Porter et al., 2009).

- **Simulación electroquímica.**

La determinación de la velocidad de corrosión mediante extrapolación de Tafel se realizó utilizando el software *OLI Studio Corrosion Analyzer*. Debido a las condiciones del vapor de agua en el proceso, el software no pudo calcular velocidades de corrosión al requerir obligatoriamente la presencia de fase líquida comprimida, generando el error: "*No aqueous phase was predicted – corrosion rates cannot be calculated*".

De esta forma, se establecieron las condiciones críticas de presión y temperatura necesarias para generar la fase líquida comprimida y así permitir la conductividad iónica requerida para la aplicabilidad del método electroquímico. La metodología consistió en mantener fija una variable termodinámica mientras se incrementaba la otra hasta superar las condiciones de saturación y alcanzar así la región de líquido comprimido. Los parámetros críticos determinados se presentan en la Tabla 5.

Tabla 5

Variables corregidas mínimas para determinar velocidad de corrosión por método electroquímico.

| Variable independiente: X | Variable dependiente: F(X) | Variable corregida: F(X) necesaria. | Conductividad eléctrica específica mínima ($\mu\text{S/cm}$) | Calidad de mezcla en fase gaseosa mínima (%) | Velocidad de corrosión (mmy) |
|--------------------------------------|---------------------------------------|--|--|---|-------------------------------------|
| 800 psi | 520 °F | 457 °F | 26.8406 | 99.13107043 | 0.0383709 |
| 950 psi | 540 °F | 473 °F | 26.9092 | 99.13161239 | 0.0328936 |
| 1.100 psi | 560 °F | 487 °F | 26.9143 | 99.16326063 | 0.0294384 |
| 520 °F | 800 psi | 1530 psi | 26.6499 | 99.75023362 | 0.0241298 |
| 540 °F | 950 psi | 1865 psi | 26.5248 | 99.7486226 | 0.0220358 |
| 560 °F | 1.100 psi | 2265 psi | 26.3519 | 99.80375221 | 0.0203172 |

Para una presión de 800 psi, la temperatura del vapor en la variable corregida disminuye por debajo de 520°F. Para una temperatura de 520°F, la presión requerida para la coexistencia vapor-líquido se incrementa para favorecer la fase de líquido comprimido en la mezcla.

La Figura 8 presenta la curva de polarización potenciodinámica para la condición inicial de 800 psi y su variable corregida a 457 °F. Las curvas restantes pueden visualizarse en el Apéndice C. Todas las curvas exhiben pasivación en la rama anódica asociada a la formación capas de productos de corrosión. El transporte de carga se limita por difusión a través de esta, hasta alcanzar una corriente límite, resultando en una pendiente de Tafel anódica que tiende a infinito.

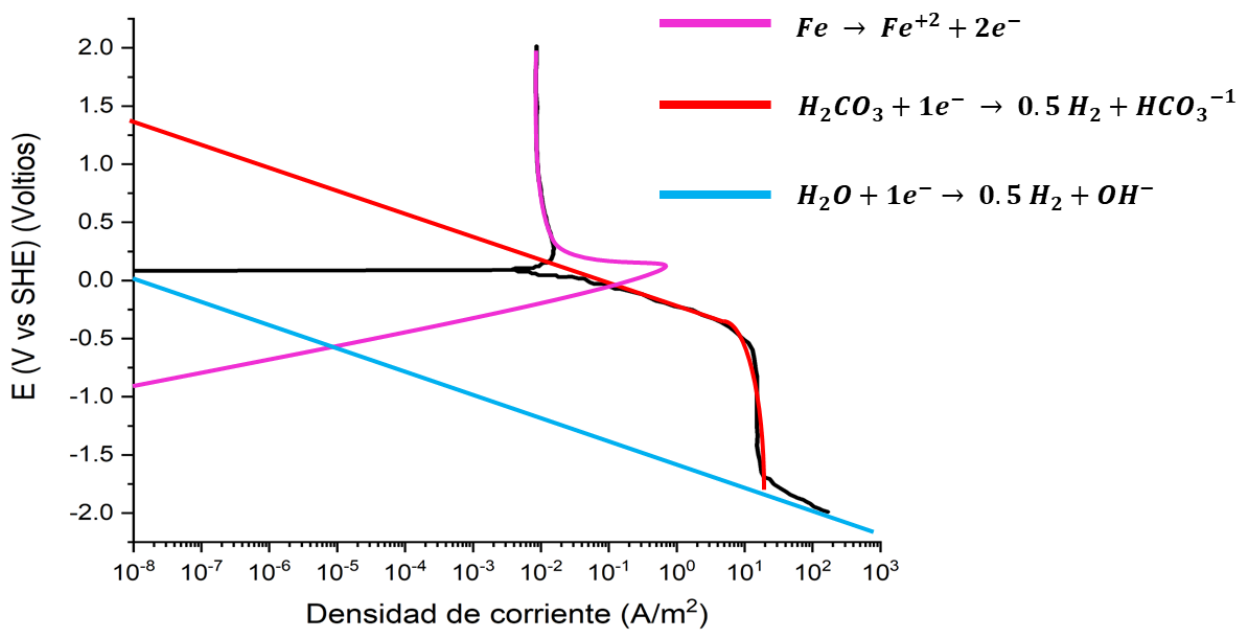
La rama catódica presenta comportamiento mixto con una zona de activación (control por transferencia de carga) y polarización por concentración (control por transferencia de masa). Cinéticamente, la velocidad de corrosión está controlada por el comportamiento catódico al ser la única rama con pendiente de Tafel definida.

La capa cumple el criterio de pasivación estable dado que la corriente límite catódica supera la corriente crítica anódica.

Las reacciones electroquímicas correspondientes a ambas ramas se obtuvieron con el software *OLI Corrosion Analyzer*. Las reacciones fueron idénticas para todas las condiciones.

Figura 8

Reacciones presentes en la curva de polarización potenciodinámica a 800 psi y 457 °F.



6.1. Capítulo 1: Ambiente de dióxido de carbono.

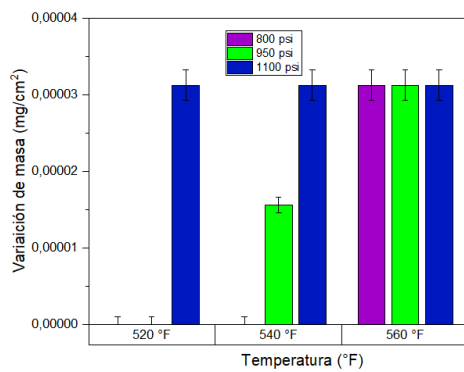
6.1.1. Efecto de las variables temperatura y presión sobre variación de masa para el acero API N-80 en el ambiente de CO₂.

La figura 9 muestra el comportamiento de la variación de masa respecto a la temperatura para el acero API N-80 expuesto durante 1 hora a un ambiente de CO₂. Se observa que a 520 °F no hay ganancia de masa para presiones de 800 y 950 psi, mientras que a 1.100 psi se registra una pequeña ganancia de masa (0,00003 mg/cm²). A medida que la temperatura aumenta a 540 °F, la ganancia de masa comienza a registrarse también en la presión intermedia (950 psi). Finalmente, a 560 °F, todas las presiones muestran una ganancia de masa similar, lo que indica que a esta temperatura el proceso de corrosión se activa independientemente de la presión.

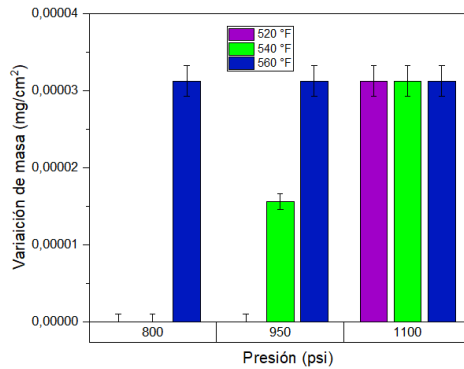
Este comportamiento sugiere que existe una temperatura de activación para las condiciones de estudio que disminuye a medida que aumenta la presión. La uniformidad de los valores a 560 °F indica que la temperatura se vuelve el factor dominante en esta etapa inicial de exposición.

Figura 9

a) Temperatura vs variación de masa a 1 hora de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂. b) Presión vs variación de masa a 1 hora de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂.



a)



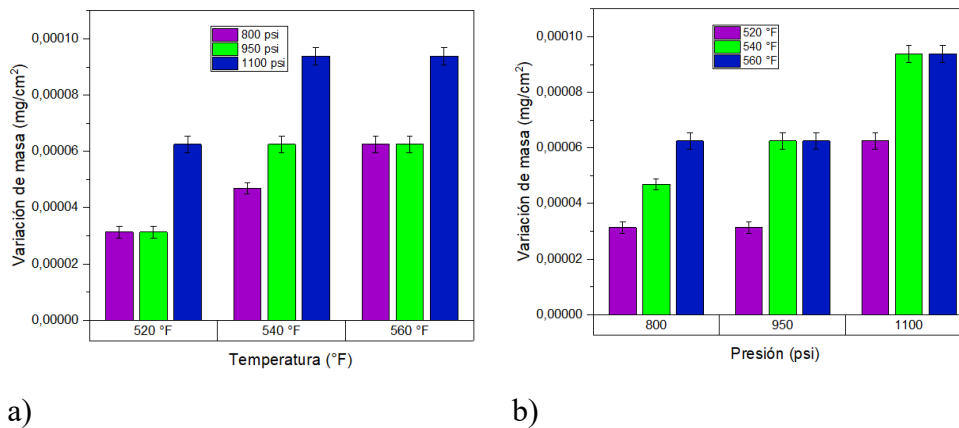
b)

A las 20 horas de exposición, el comportamiento observado en la figura 10 muestra una tendencia más definida. La variación de masa ha aumentado en todas las condiciones comparado con 1 hora, lo que indica que el proceso de corrosión continúa. Se mantiene el patrón donde las presiones más altas (1.100 psi) generan mayor ganancia de masa. Sin embargo, ahora todas las temperaturas y presiones muestran valores medibles de variación de masa.

La diferencia entre temperaturas es menos marcada que a 1 hora, lo que sugiere que el efecto inicial de activación térmica se ha estabilizado. La temperatura de 560 °F continúa mostrando valores ligeramente más altos, especialmente a presiones elevadas, indicando que la cinética de corrosión sigue siendo favorecida por temperaturas más altas.

Figura 10

a) Temperatura vs variación de masa a 20 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂. b) Presión vs variación de masa a 20 horas de exposición para el acero API-N-80 en el ambiente CO₂.

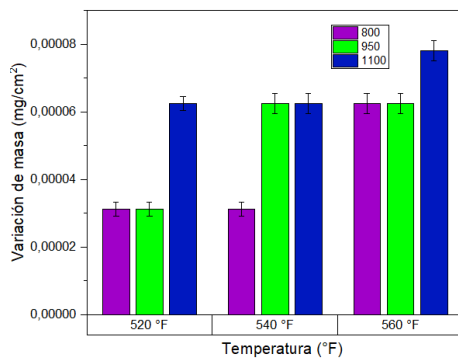


A las 50 horas de exposición (figura 11), se observa una estabilización en la ganancia de masa. Los valores no han aumentado de manera significativa respecto a las 20 horas, lo que sugiere la formación de una capa de productos de corrosión que comienza a actuar como barrera, desacelerando el proceso corrosivo (Li et al., 2024).

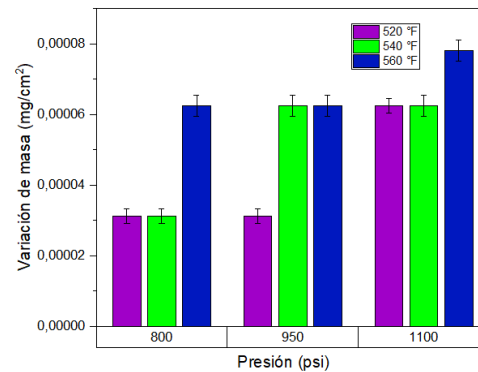
La influencia de la temperatura se mantiene, pero con diferencias menos pronunciadas entre 540 °F y 560 °F. La presión de 1.100 psi sigue mostrando valores más altos de ganancia de masa, confirmando que la presión elevada favorece la corrosión por CO₂ en estas condiciones.

Figura 11

a) *Temperatura vs variación de masa a 50 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂.* b) *Presión vs variación de masa a 50 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂.*



a)

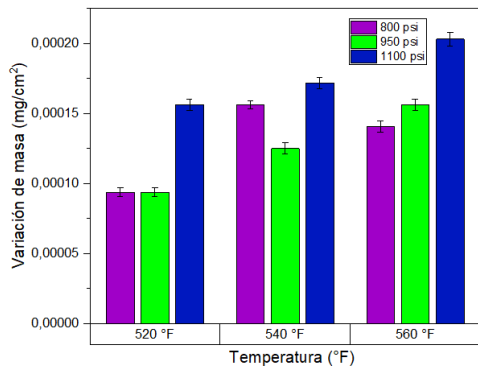


b)

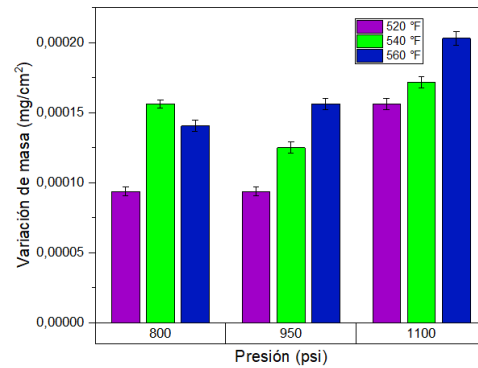
Para un tiempo de exposición de 120 horas, se produce un incremento en la ganancia de masa, particularmente a presiones altas. La interacción temperatura-presión muestra un patrón donde la presión intermedia (950 psi) comienza a generar ganancias de masa similares o superiores a 1.100 psi en algunas temperaturas, lo que sugiere la existencia de un punto óptimo de presión para la corrosión a largo plazo (Tang et al., 2021, Hua et al., 2023).

Figura 12

a) *Temperatura vs variación de masa a 120 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂.* b) *Presión vs variación de masa a 120 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂.*



a)



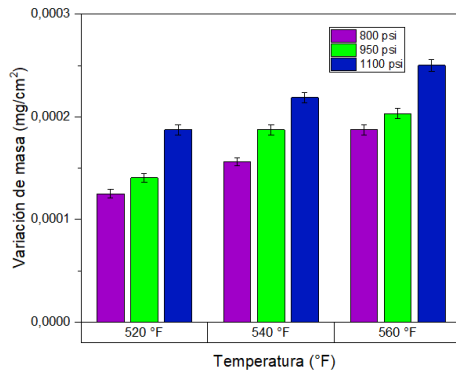
b)

A las 200 horas (figura 13), el efecto combinado de temperatura y presión define diferentes zonas de comportamiento. La temperatura de 560 °F combinada con presiones elevadas produce las mayores ganancias de masa, mientras que, a 520 °F, la influencia de la presión es menos marcada.

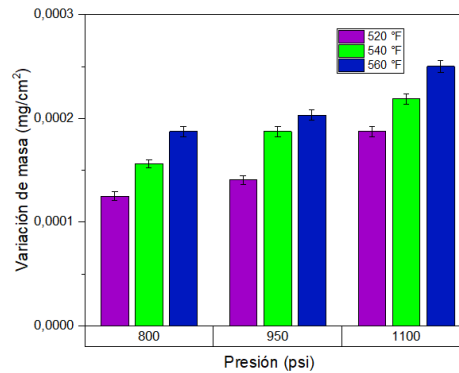
La presión de 950 psi muestra un comportamiento particular, generando ganancias de masa comparables a 1.100 psi en todas las temperaturas, lo que podría indicar una presión óptima para la corrosión a largo plazo.

Figura 13

a) Temperatura vs variación de masa a 200 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂. b) Presión vs variación de masa a 200 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂.



a)



b)

El análisis revela que la corrosión del acero API N-80 en ambiente de CO₂ es un proceso donde las variables temperatura y presión interactúan de manera sinérgica, pero con diferente predominancia según el tiempo de exposición. En etapas iniciales (1 hora), la temperatura actúa como activador principal del proceso, mientras que a tiempos intermedios (20 - 50 horas), la presión juega un papel determinante en la estabilidad de los productos formados. A tiempos prolongados (120 - 200 horas), emerge un comportamiento donde existen combinaciones óptimas de temperatura - presión que maximizan la corrosión (Sun et al., 2022).

Este comportamiento demuestra la importancia de considerar los efectos combinados de temperatura, presión y tiempo en la evaluación de la corrosión de materiales expuestos a ambientes de CO₂ (Xiang et al., 2021).

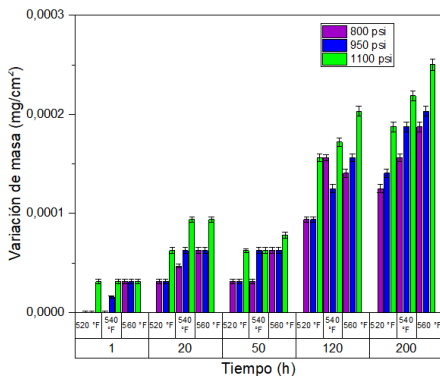
6.1.2. Efecto del tiempo sobre la variación de masa para el acero API N-80 en el ambiente de CO₂.

El análisis de las gráficas de tiempo versus variación de masa revela patrones característicos de la corrosión del acero API N-80 en ambiente de CO₂. La figura 14 exhibe tres fases que corresponden a diferentes etapas del proceso de corrosión.

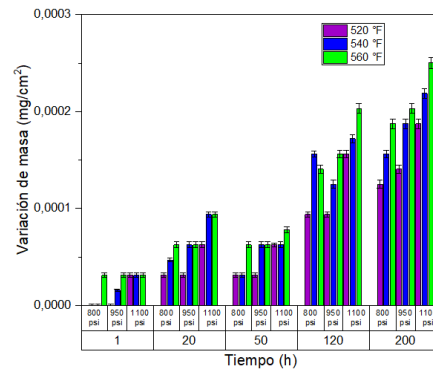
Durante las primeras 20 horas de exposición, se observa un incremento en la variación de masa con una pendiente elevada. Este comportamiento inicial acelerado se debe principalmente a la interacción directa entre el acero y el CO₂ (Wei et al., 2020). Entre las 20 y 50 horas de exposición, se observa una disminución en la pendiente que podría corresponder a la formación de una capa inicial de productos de corrosión, principalmente carbonato de hierro (FeCO₃) (Zheng et al., 2021). A partir de las 50 horas, se observa una reactivación del proceso corrosivo con un nuevo aumento en la pendiente. En esta tercera fase (50 - 200 horas), los incrementos en la variación de masa alcanzan valores máximos para las condiciones de 1.100 psi/560 °F. De esta forma, el comportamiento cinético demuestra que la corrosión del acero API N-80 en el ambiente de CO₂ sigue un mecanismo de tres fases, con respecto a la variación de masa a lo largo del tiempo.

Figura 14

a) *Tiempo vs variación de masa con respecto a temperatura variable.* b) *Tiempo vs variación de masa con respecto a presión variable.*



a)



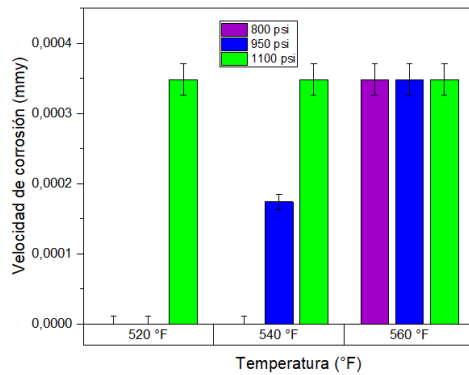
b)

6.1.3. Efectos de las variables temperatura y presión sobre velocidad de corrosión para el acero API N-80 en el ambiente de CO₂.

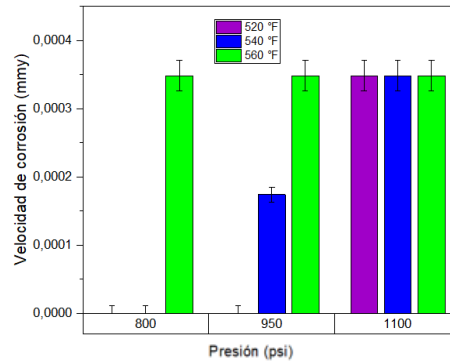
Para el tiempo de exposición de una hora y a la temperatura inferior de estudio (520 °F), la velocidad de corrosión es cero para presiones de 800 y 950 psi, pero aumenta a 1.100 psi ($3,1 \times 10^{-4}$ mm/año). Al incrementar la temperatura a 560 °F, la velocidad de corrosión alcanza valores para todas las presiones (figura 15).

Figura 15

a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 1 hora de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO_2 . b) Presión vs velocidad de corrosión a 1 hora de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO_2 .



a)

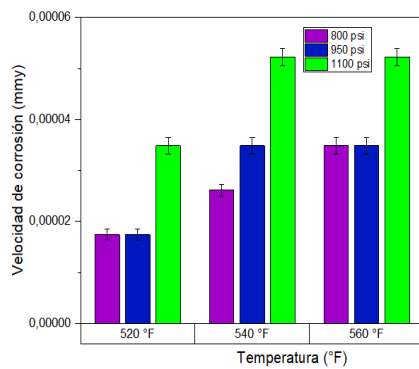


b)

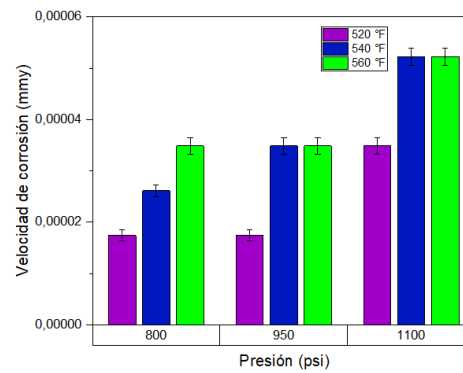
Para 20 horas de exposición, a 520 °F, la velocidad de corrosión se mantiene relativamente baja (entre $1,7 \times 10^{-5}$ - $3,5 \times 10^{-5}$ mm/año) en todas las presiones de estudio. Al aumentar la temperatura a 540 °F, se produce una variación, con tasas de corrosión que incrementan aproximadamente un 40 – 48 % en comparación con los valores de 520 °F. A 560 °F se observa un efecto, particularmente a 1.100 psi, donde la velocidad de corrosión alcanza su valor máximo de $5,4 \times 10^{-4}$ mm/año, lo que representa un aumento del 54 % en comparación con 520 °F a la misma presión (figura 16).

Figura 16

a) *Temperatura vs velocidad de corrosión a 20 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂.* b) *Presión vs velocidad de corrosión a 20 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂.*



a)

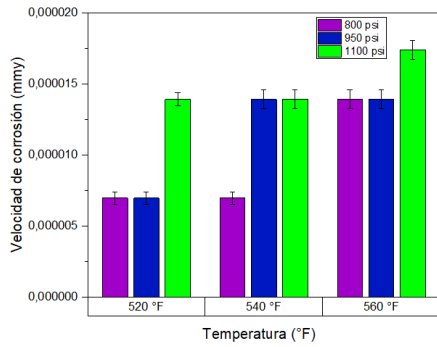


b)

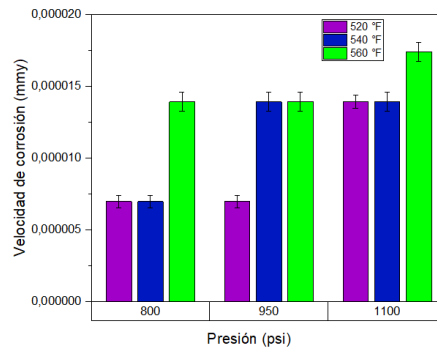
A las 50 horas, la velocidad de corrosión se reduce a aproximadamente el 43,6 % de los valores observados a 20 horas, confirmando la tendencia decreciente.

Figura 17

a) *Temperatura vs velocidad de corrosión a 50 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂.* b) *Presión vs velocidad de corrosión a 50 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂.*



a)

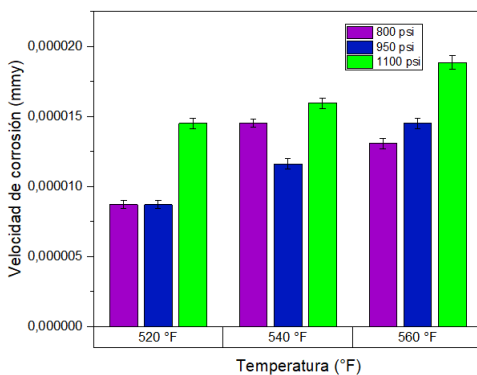


b)

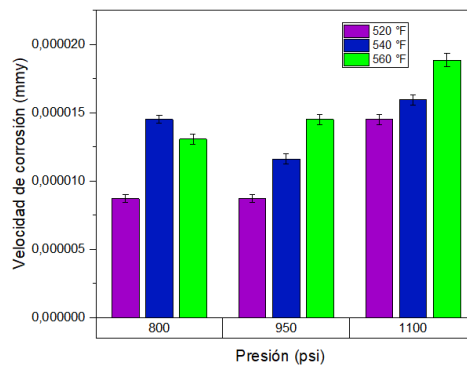
A las 120 horas, la velocidad de corrosión continúa disminuyendo, pero a una tasa menor, alcanzando valores en promedio del 70,5 % respecto a los observados a 50 horas.

Figura 18

a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 120 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂. b) Presión vs velocidad de corrosión a 120 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂.



a)

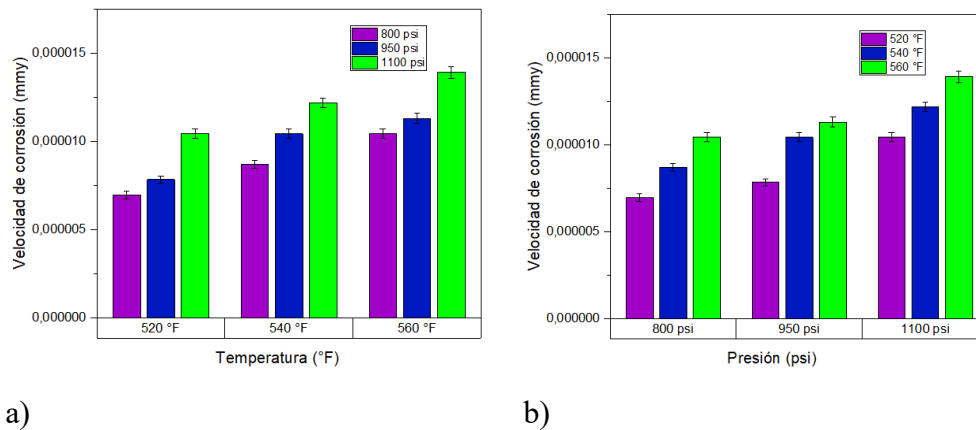


b)

Después de 200 horas, la velocidad de corrosión alcanza sus valores mínimos, representando aproximadamente el 58,3 % de los valores a 120 horas (figura 19).

Figura 19

a) *Temperatura vs velocidad de corrosión a 200 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂.* b) *Presión vs velocidad de corrosión a 200 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂.*



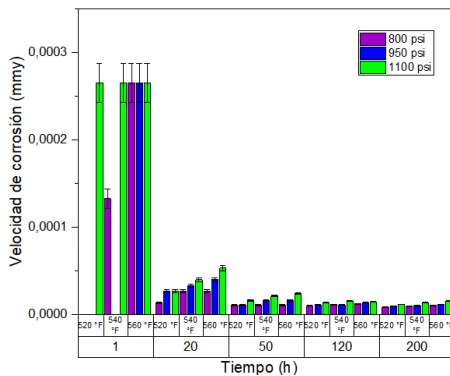
6.1.4. Efecto del tiempo sobre la velocidad de corrosión para el acero API N-80 en el ambiente de CO₂.

En la etapa inicial (1 hora), se observan las velocidades de corrosión más elevadas, alcanzando valores máximos de aproximadamente $2,7 \times 10^{-4}$ mm/año. Esta fase inicial acelerada corresponde a la interacción directa entre el ambiente y la superficie metálica limpia, antes de la formación de productos de corrosión (Hua et al., 2020). Entre 20 y 50 horas se observa una reducción en los valores de velocidad de corrosión, disminuyendo aproximadamente un 75 - 85 % respecto a los valores iniciales. Esta fase de transición refleja la potencial formación de capas de productos de corrosión que actúan como barrera parcial para la difusión de especies reactivas (Pessu et al., 2021). Es importante notar que, durante esta fase, la influencia relativa de la presión aumenta en comparación con la temperatura. A 20 horas, la velocidad de corrosión a 1.100 psi es aproximadamente 65 % mayor que a 800 psi para todas las temperaturas estudiadas. En el período de 120 a 200 horas, la velocidad de corrosión alcanza valores muy bajos y relativamente estables (alrededor de $1,0 \times 10^{-5}$ - $2,0 \times$

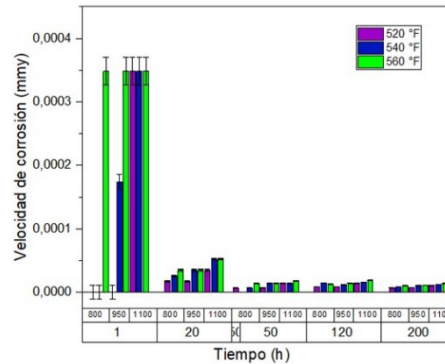
10^{-5} mm/año), lo que representa menos del 5 % de los valores iniciales. Las diferencias entre distintas condiciones de temperatura y presión se vuelven menos pronunciadas. Esta estabilización es característica de sistemas donde se ha formado una capa consolidada de productos de corrosión (Zheng et al., 2022). Sin embargo, el hecho de que la velocidad no llegue a cero indica que estos productos no son completamente protectores, permitiendo un proceso de corrosión residual controlado principalmente por fenómenos de difusión a través de la capa formada.

Figura 20

a) Tiempo vs velocidad de corrosión con respecto a temperatura variable para el acero API N-80 en el ambiente CO_2 . b) Tiempo vs velocidad de corrosión con respecto a presión variable para el acero API N-80 en el ambiente CO_2 .



a)



b)

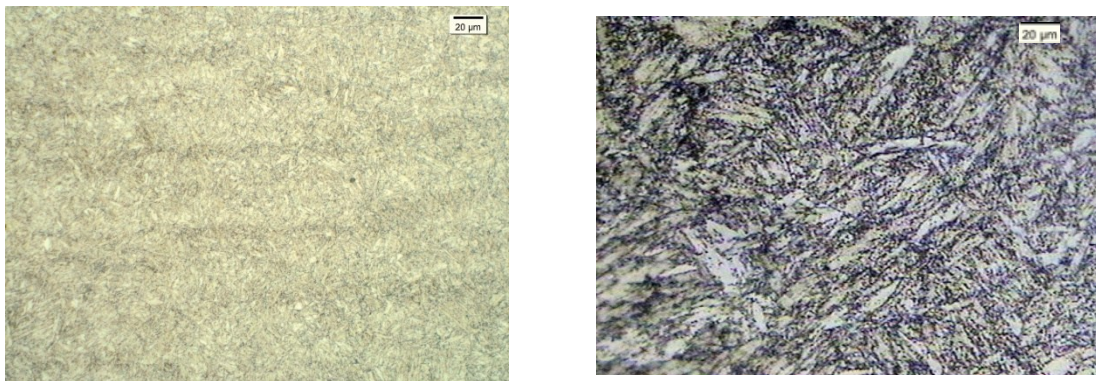
6.1.5. Análisis de metalografía para el acero API N-80 en el ambiente de CO_2

La metalografía del acero API N-80 en estado de suministro (Figura 21) revela una microestructura constituida principalmente por martensita fina en listones. Esta conformación es resultado del tratamiento térmico de temple y revenido aplicado durante el proceso de fabricación. Adicionalmente, se identifican carburos precipitados finamente dispersos en la matriz martensítica, formados durante el proceso de revenido. La dureza inicial del material es 69,7 HRA. Es posible observar los perfiles de dureza en el Apéndice E.

El material expuesto a la exposición de CO₂ para las condiciones de 560 °F/1.100 psi/200 h mantiene la configuración martensítica, aunque con cierto engrosamiento de los listones debido a la temperatura. La transformación microestructural es moderada, explicando la reducción de dureza (61.2 HRA).

Figura 21

a) Micrografía acero API N-80 antes de la exposición. b) Micrografía Acero API N-80 después de la exposición al ambiente CO₂, 560 °F/1.100 psi/200 h.

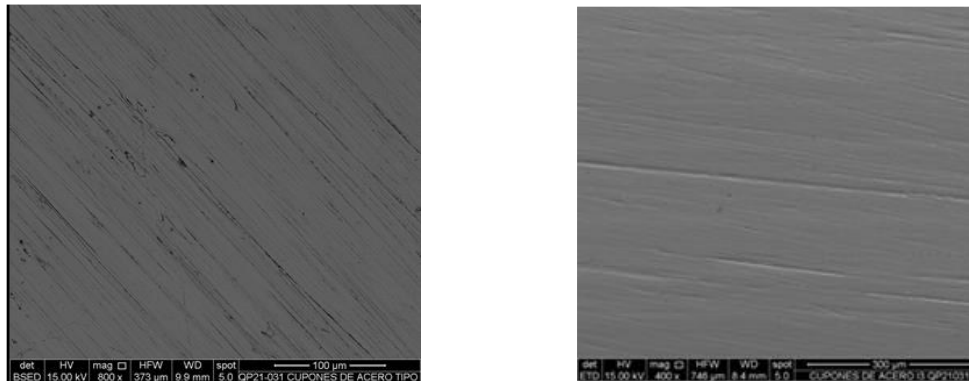


6.1.6. Análisis de Microscopía Electrónica de Barrido para el acero API N-80 en el ambiente de CO₂.

En la figura 22 a obtenida mediante el análisis de Microscopía Electrónica de Barrido (SEM), se observa la zona superficial del acero API N-80 antes de exposición, la cual está compuesta por una serie de trazas o líneas de color oscuro orientadas en la dirección del proceso de desbaste; y además se observan algunos defectos superficiales como microporos. La superficie muestra un aspecto relativamente homogéneo, típico de aceros de tubería con acabado industrial estándar (ASM Handbook, 2023). En la figura 22 b se observa una visión más amplia de la homogeneidad superficial del material, mostrando pocas irregularidades.

Figura 22

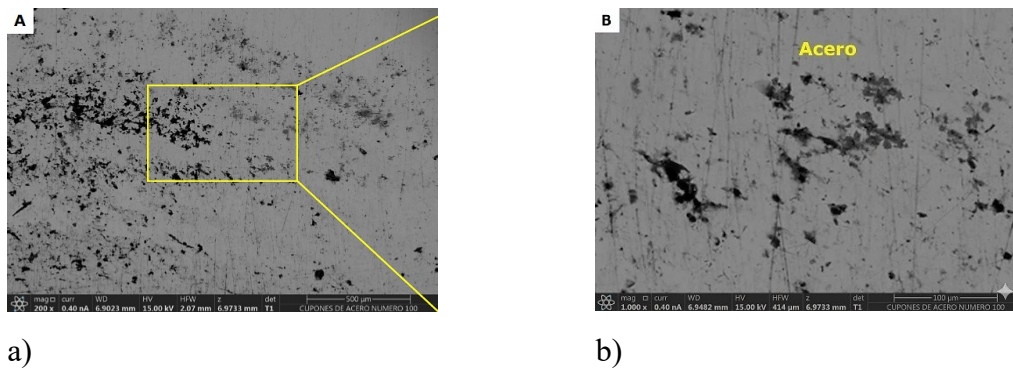
a) Zona superficial acero al carbono API N-80 antes de exposición 800x. b) Zona superficial acero al carbono API N-80 antes de exposición 400x.



Por otro lado, se realizó el análisis de la muestra del acero API N-80 expuesto a las condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi en las zonas transversal y la zona superficial. La figura 23 a muestra una distribución heterogénea de productos de corrosión. Se observa una mayor concentración de productos en el lado izquierdo y menor en el derecho. Este patrón indica un proceso de corrosión no uniforme. En la figura 23 b se distinguen dos regiones, el sustrato metálico y los productos de corrosión. Los depósitos de corrosión aparecen como formaciones irregulares de color oscuro sobre algunos sitios de la superficie metálica.

Figura 23

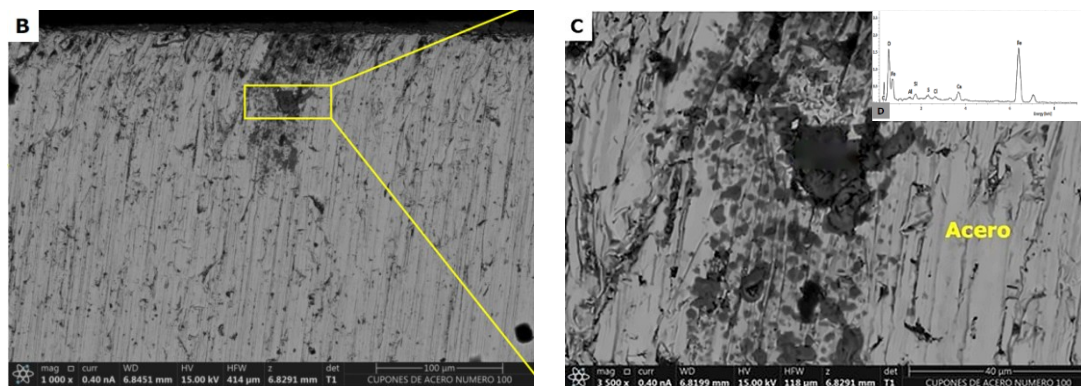
Zona superficial acero al carbono API N-80 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi 200x. b) Zona superficial acero al carbono API N-80 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi 1000 x.



La vista transversal revela la estructura direccional del acero base, con líneas paralelas características del proceso de fabricación (figura 24 a). Se observan pequeñas penetraciones de corrosión siguiendo preferencialmente estas líneas direccionales, indicando que las marcas de mecanizado actúan como sitios de iniciación para el ataque corrosivo. La figura 24 b muestra dos zonas, depósitos de productos de corrosión y sustrato metálico. El espectro EDS de la zona de depósitos muestra picos prominentes de hierro (Fe) y oxígeno (O), con presencia también de carbono (C).

Figura 24

a) Zona transversal acero al carbono API N-80 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi 1000x. b) Zona transversal acero al carbono API N-80 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi 3500x.



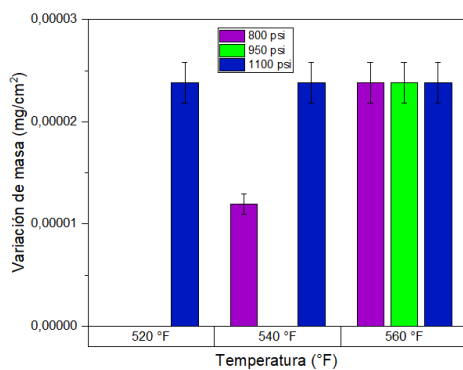
6.1.7. Efecto de las variables temperatura y presión sobre variación de masa para el acero API P-110.

El análisis de las gráficas para el acero API P-110 expuesto durante 1 hora al ambiente de CO₂ muestra patrones específicos de corrosión inicial. A 520 °F, solo se observa ganancia de masa a 1.100 psi ($2,3 \times 10^{-5}$ mg/cm²).

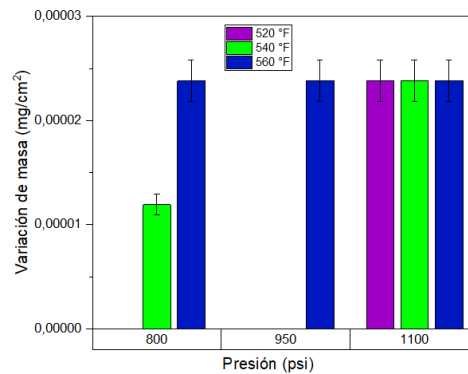
A 540 °F, se registra ganancia de masa a 1.100 psi ($2,3 \times 10^{-5}$ mg/cm²) y también a 800 psi ($1,1 \times 10^{-5}$ mg/cm²), pero no a 950 psi. A 560 °F, todas las presiones estudiadas (800, 950 y 1.100 psi) muestran ganancia de masa similar ($2,3 \times 10^{-4}$ mg/cm²), lo que indica que a esta temperatura el proceso corrosivo se activa independientemente de la presión aplicada, siendo la temperatura el factor dominante.

Figura 25

a) *Temperatura vs variación de masa a 1 hora de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂.* b) *Presión vs variación de masa a 1 hora de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂.*



a)



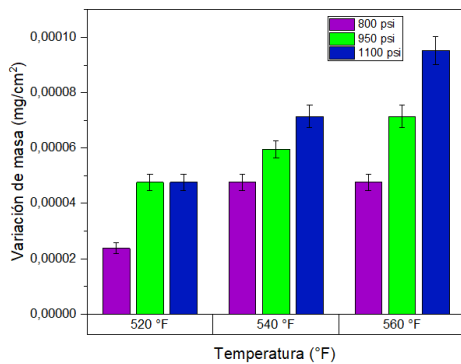
b)

Después de 20 horas de exposición al ambiente de CO₂, el acero API P-110 a 520 °F, muestra un gradiente en la ganancia de masa según la presión.

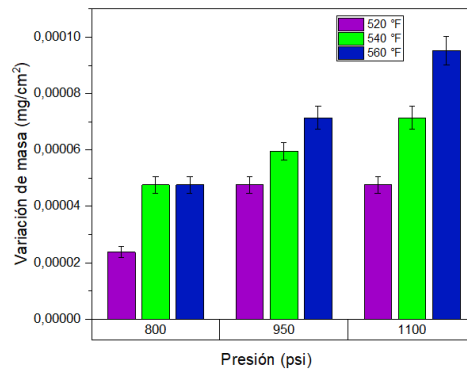
A 540 °F, la ganancia de masa aumenta en todas las presiones de estudio. A 560° F, se observa la mayor ganancia de masa, especialmente a 1.100 psi donde alcanza $9,5 \times 10^{-5}$ mg/cm², un incremento del 30 % respecto al valor a 540 °F.

Figura 26

a) *Temperatura vs variación de masa a 20 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂.* b) *Presión vs variación de masa a 20 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂.*



a)



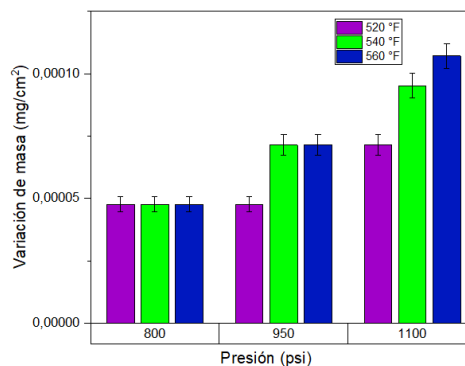
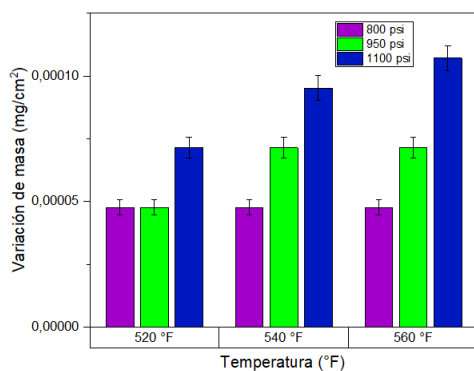
b)

A las 50 horas de exposición al ambiente de CO₂, el acero API P-110 a 520 °F, entre 800 psi y 1.100 psi muestra un incremento aproximado del 45 % en los valores de variación de masa. A 540 °F, se observa un incremento gradual a medida que aumenta la presión, con un aumento del 46 % entre 800 psi y 950 psi, y del 36 % entre 950 psi y 1.100 psi, resultando en un incremento total del 98 % entre 800 psi y 1.100 psi. A 560 °F, el efecto de la presión se acentúa, con un incremento del 56 % entre 800 psi y 950 psi, y del 40 % entre 950 psi y 1.100 psi, para un aumento total del 119 % entre la presión más baja y la más alta.

Este comportamiento a 50 horas demuestra que el proceso corrosivo sigue siendo sensible tanto a la temperatura como a la presión.

Figura 27

a) *Temperatura vs variación de masa a 50 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂.* b) *Temperatura vs variación de masa a 50 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂.*



a)

b)

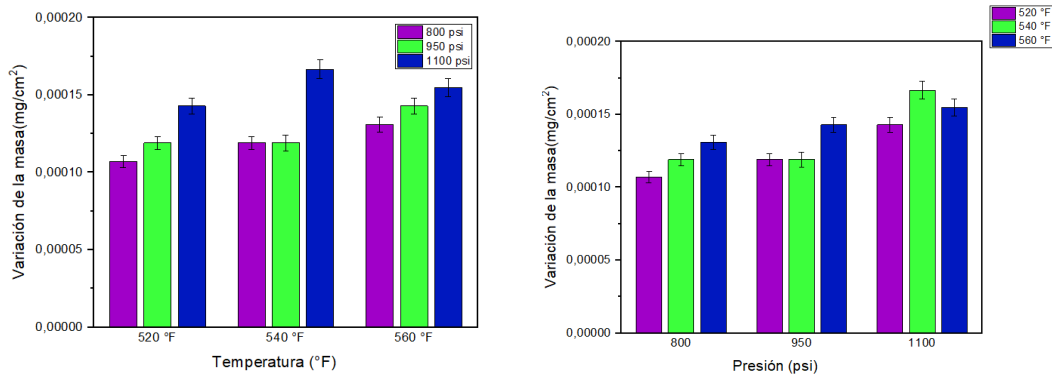
A las 120 horas de exposición al ambiente de CO₂, el acero API P-110 muestra un incremento en la ganancia de masa en todas las condiciones. A 520 °F, se observa una variación de masa de $1,05 \times 10^{-4}$ mg/cm² a 800 psi, $1,1 \times 10^{-4}$ mg/cm² a 950 psi y $1,42 \times 10^{-4}$ mg/cm² a 1.100 psi. Esto representa un aumento del 14 % entre 800 psi y 950 psi, y del 19 % entre 950 psi y 1.100 psi, resultando en un incremento total del 36 % entre la presión mínima y máxima.

A 540 °F, la ganancia de masa es de aproximadamente $1,19 \times 10^{-4}$ mg/cm² a 800 psi, $1,19 \times 10^{-4}$ mg/cm² a 950 psi y $1,66 \times 10^{-4}$ mg/cm² a 1.100 psi. Es notable que no hay diferencia significativa entre 800 psi y 950 psi a esta temperatura, mientras que el aumento entre 950 psi y 1.100 psi es del 38 %.

A 560 °F, los valores alcanzan $1,30 \times 10^{-4}$ mg/cm² a 800 psi, $1,42 \times 10^{-4}$ mg/cm² a 950 psi y $1,54 \times 10^{-4}$ mg/cm² a 1.100 psi. Esto representa incrementos más moderados de 10 % entre 800 psi y 950 psi, y 8 % entre 950 psi y 1.100 psi.

Figura 28

a) Temperatura vs variación de masa a 120 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂. b) Presión vs variación de masa a 120 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂.



a)

b)

Después de 200 horas de exposición, a 520 °F, la variación de masa alcanza aproximadamente $1,4 \times 10^{-4}$ mg/cm² a 800 psi, $1,6 \times 10^{-4}$ mg/cm² a 950 psi y $2,00 \times 10^{-4}$ mg/cm² a 1.100 psi. Esto representa un incremento del 10 % entre 800 psi y 950 psi, y del 21 % entre 950 psi y 1.100 psi, resultando en un aumento total del 33 % entre la presión mínima y máxima.

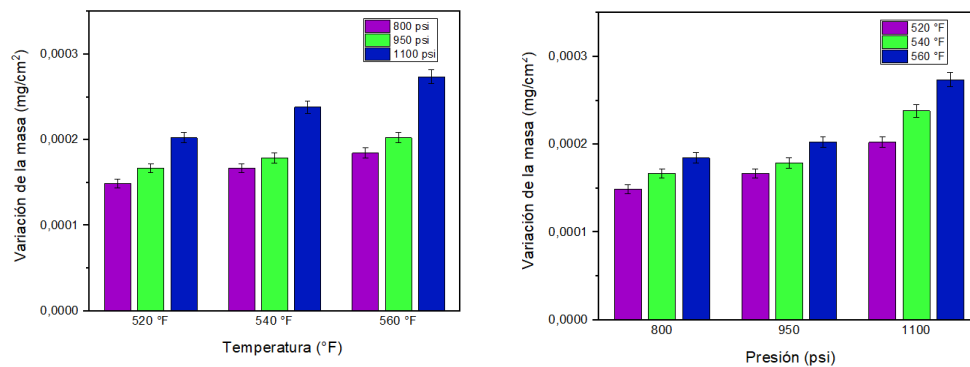
A 540 °F, se observan valores de aproximadamente $1,6 \times 10^{-4}$ mg/cm² a 800 psi, $1,7 \times 10^{-4}$ mg/cm² a 950 psi y $2,3 \times 10^{-4}$ mg/cm² a 1.100 psi. Los incrementos son del 5 % entre 800 psi y 950 psi, y del 30 % entre 950 psi y 1.100 psi.

A 560 °F, se registran los valores más altos, $1,8 \times 10^{-4}$ mg/cm² a 800 psi, $2,0 \times 10^{-4}$ mg/cm² a 950 psi y $2,7 \times 10^{-4}$ mg/cm² a 1.100 psi. Los incrementos son del 12 % entre 800 psi y 950 psi, y del 40 % entre 950 psi y 1.100 psi.

La evolución a 200 horas demuestra que el acero API P-110, a pesar de su mayor resistencia mecánica, experimenta un proceso corrosivo continuo en ambiente de CO₂ a largo plazo, con clara dependencia de la temperatura y la presión.

Figura 29

a) *Temperatura vs variación de masa a 200 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂.* b) *Presión vs variación de masa a 200 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂.*



a)

b)

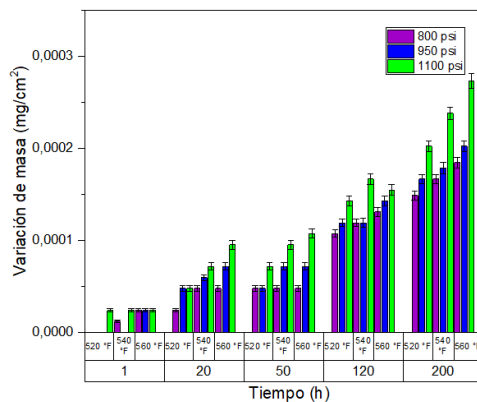
6.1.8. Efecto del tiempo sobre la variación de masa para el acero API P-110.

El comportamiento del efecto del tiempo sobre la variación de masa para el acero API P-110 expuesto a ambiente de CO₂, se divide en tres fases principales. En la fase inicial (1 hora), la ganancia de masa es mínima. Esta etapa representa la interacción directa entre el CO₂ y la superficie metálica limpia, antes de la formación de productos de corrosión (Li et al., 2024). Entre 1 y 20 horas, se produce un incremento en la ganancia de masa que representa aproximadamente un 300 - 400 % respecto a la fase inicial, reflejando la aceleración del proceso corrosivo mientras la superficie metálica está aun relativamente expuesta. De 20 a 50 horas, se observa una desaceleración en la tasa de ganancia de masa, sugiriendo la formación de una capa inicial de productos de corrosión (principalmente FeCO₃) que comienza a actuar como barrera difusional (Li et al., 2024). Entre 50 y 120 horas,

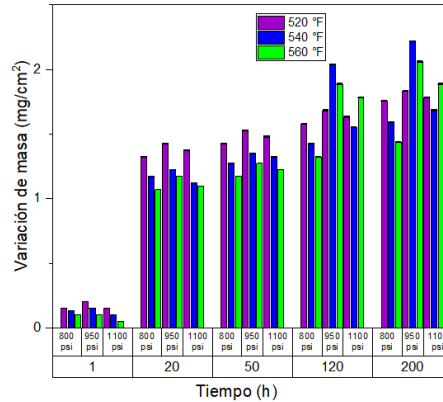
se produce una reactivación del proceso corrosivo, con un incremento del 30 - 50 % en la ganancia de masa. Este comportamiento puede indicar transformaciones en la capa de productos inicialmente formada (Burkle et al., 2018). De 120 a 200 horas, continúa el incremento en la ganancia de masa, aunque a una tasa menor (20 - 35 %), especialmente a alta presión y temperatura. Es notable que el efecto del tiempo es más pronunciado a condiciones extremas (Wang et al., 2020) (560 °F/1.100 psi), donde la ganancia de masa a 200 horas es aproximadamente 12 veces mayor que a 1 hora. En contraste, a condiciones moderadas (520 °F/800 psi), este factor se reduce a aproximadamente 7 veces.

Figura 30

a) *Tiempo vs variación de masa con respecto a temperatura variable.* b) *Tiempo vs variación de masa con respecto a temperatura variable.*



a)



b)

6.1.9. Efectos de las variables temperatura y presión sobre velocidad de corrosión para el acero API P-110.

A 520 °F, se registra valores de velocidad de corrosión únicamente a 1.100 psi ($2,6 \times 10^{-4}$ mm/año), mientras que a 800 psi y 950 psi no hay corrosión medible.

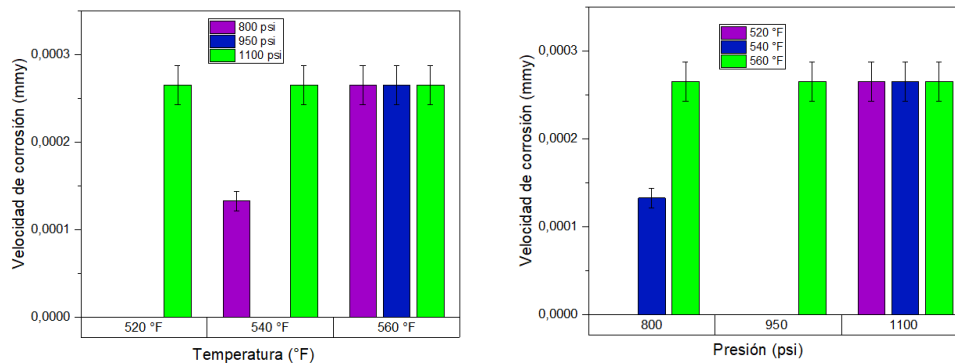
A 540 °F, la velocidad de corrosión se detecta solo a 800 psi ($1,3 \times 10^{-4}$ mm/año) y a 1.100 psi ($2,6 \times 10^{-4}$ mm/año), lo que representa un incremento del 108 % entre estas

presiones. A 950 psi no se registra valores de velocidad de corrosión medibles, creando un patrón discontinuo en la respuesta a la presión.

A 560 °F, todas las presiones muestran velocidades de corrosión iguales ($2,6 \times 10^{-4}$ mm/año).

Figura 31

a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 1 hora de exposición para el acero API P110 en el ambiente CO₂. b) Presión vs velocidad de corrosión a 1 hora de exposición para el acero API P110 en el ambiente CO₂.



a)

b)

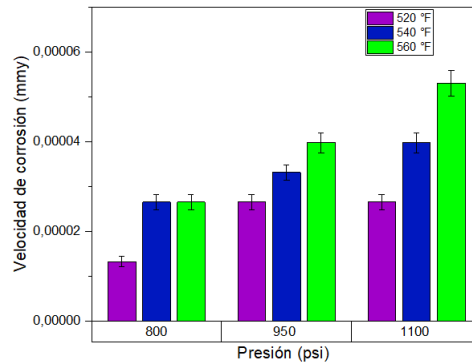
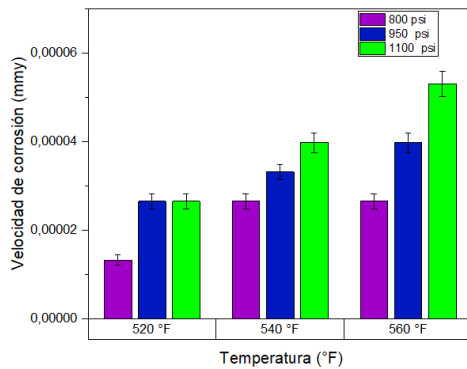
Asimismo, durante las 20 horas de exposición al ambiente de CO₂, es posible observar que, a 520 °F, se muestra un efecto de la presión, con velocidades de corrosión de $1,3 \times 10^{-5}$ mm/año a 800 psi, $2,6 \times 10^{-5}$ mm/año a 950 psi y $2,6 \times 10^{-5}$ mm/año a 1.100 psi.

A 540 °F, todas las presiones generan corrosión medible, con velocidades de $2,6 \times 10^{-5}$ mm/año a 800 psi, $3,3 \times 10^{-5}$ mm/año a 950 psi y $3,9 \times 10^{-5}$ mm/año a 1.100 psi.

A 560 °F, se registran las velocidades más altas, $2,6 \times 10^{-5}$ mm/año a 800 psi, $3,9 \times 10^{-5}$ mm/año a 950 psi y $5,3 \times 10^{-5}$ mm/año a 1.100 psi. Los incrementos son del 54 % entre 800 psi y 950 psi, y del 33 % entre 950 psi y 1.100 psi (figura 32).

Figura 32

a) *Temperatura vs velocidad de corrosión a 20 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂.* b) *Temperatura vs velocidad de corrosión a 20 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂.*



a)

b)

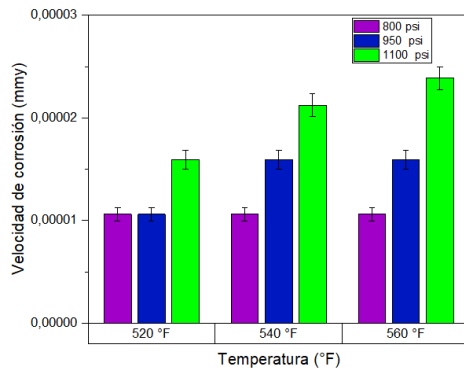
El comportamiento observado a 50 horas de exposición muestra que, a 520 °F, las velocidades de corrosión exhiben valores idénticos para 800 psi y 950 psi, asimismo, se evidencia un incremento del 60 % al pasar a 1.100 psi.

A 540 °F, se observa un patrón más diferenciado, representando incrementos del 60 % entre 800 psi y 950 psi, y del 25% entre 950 psi y 1.100 psi. A 560 °F, se mantiene la tendencia creciente con la presión. Esto supone incrementos del 60 % entre 800 psi y 950 psi, y del 44 % entre 950 psi y 1.100 psi.

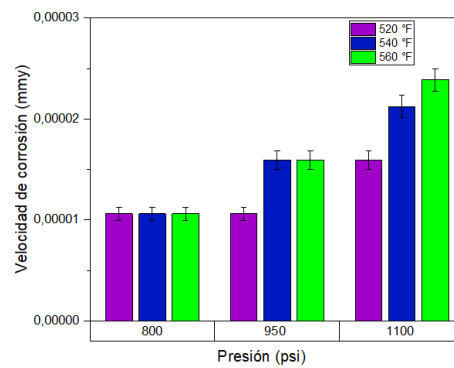
Comparando con los resultados a 20 horas, se observa una reducción general en las velocidades de corrosión, lo que sugiere que durante este período se han formado capas de productos de corrosión que ofrecen cierta protección.

Figura 33

a) *Temperatura vs velocidad de corrosión a 50 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂.* b) *Presión vs velocidad de corrosión a 50 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂.*



a)



b)

Para las condiciones de 120 horas de exposición y 520 °F, las velocidades de corrosión son de $9,0 \times 10^{-6}$ mm/año a 800 psi, $1,1 \times 10^{-5}$ mm/año a 950 psi y $1,3 \times 10^{-5}$ mm/año a 1.100 psi. Esto muestra un incremento gradual con la presión de 10 % entre 800 psi y 950 psi, y 18 % entre 950 psi y 1.100 psi.

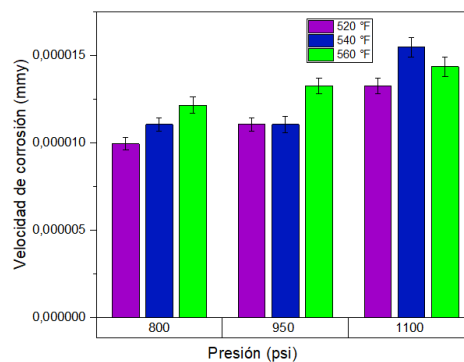
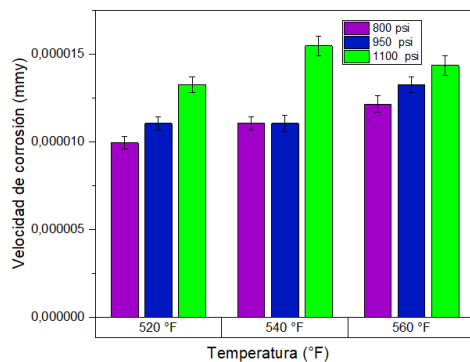
A 540 °F, se observa un patrón similar con valores de aproximadamente $1,1 \times 10^{-5}$ mm/año a 800 psi, $1,1 \times 10^{-5}$ mm/año a 950 psi y $1,5 \times 10^{-5}$ mm/año a 1.100 psi. Esto representa un incremento del 36 % al pasar de 950 psi a 1.100 psi, mientras que no hay diferencia entre 800 psi y 950 psi.

A 560 °F, la tendencia se mantiene, registrando valores de $1,2 \times 10^{-5}$ mm/año a 800 psi, $1,3 \times 10^{-5}$ mm/año a 950 psi y $1,4 \times 10^{-5}$ mm/año a 1.100 psi. Esto representa incrementos más moderados de 8 % entre 800 psi y 950 psi, y 8 % entre 950 psi y 1.100 psi.

Comparando con los resultados a 50 horas, se observa una leve disminución en las velocidades de corrosión (5 – 15 %), lo que sugiere que el proceso corrosivo ha alcanzado cierta estabilización. Los gradientes de velocidad entre diferentes condiciones son menos pronunciados que en tiempos de exposición anteriores, indicando una homogeneización en el comportamiento corrosivo a largo plazo. Es posible evidenciar que la velocidad de corrosión a 120 horas muestra menor sensibilidad a las variables de temperatura y presión que en períodos anteriores.

Figura 34

a) *Temperatura vs velocidad de corrosión a 120 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂.* b) *Presión vs velocidad de corrosión a 120 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂.*



a)

b)

Finalmente, a 520 °F y 200 horas de exposición, las velocidades de corrosión son aproximadamente $8,0 \times 10^{-6}$ mm/año a 800 psi, $9,0 \times 10^{-6}$ mm/año a 950 psi y $1,1 \times 10^{-5}$ mm/año a 1.100 psi. Esto representa un incremento del 13 % entre 800 psi y 950 psi, y del 22 % entre 950 psi y 1.100 psi.

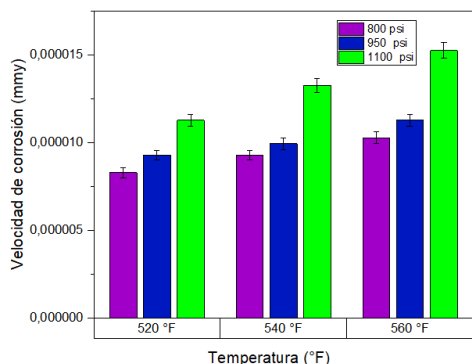
A 540 °F, se observa un patrón similar con valores de aproximadamente $9,0 \times 10^{-6}$ mm/año a 800 psi, $9,0 \times 10^{-6}$ mm/año a 950 psi y $1,3 \times 10^{-5}$ mm/año a 1.100 psi.

A 560 °F, la tendencia continúa presentándose incrementos del 10 % entre 800 psi y 950 psi, y del 36 % entre 950 psi y 1.100 psi.

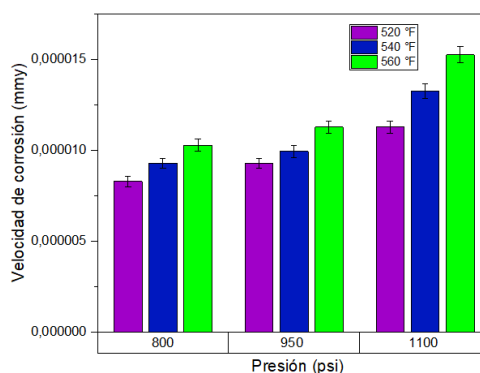
Comparando con los resultados a 120 horas, se observa una ligera disminución en las velocidades de corrosión (aproximadamente 10 - 15 %), lo que confirma la tendencia decreciente del proceso corrosivo a largo plazo. Sin embargo, las diferencias relativas entre distintas condiciones se mantienen o incluso se acentúan, indicando que los efectos de temperatura y presión siguen siendo relevantes incluso después de 200 horas de exposición.

Figura 35

a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 200 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂. b) Presión vs velocidad de corrosión a 200 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂.



a)



b)

6.1.10. Efecto del tiempo sobre la velocidad de corrosión para el acero API P-110.

En la fase inicial (1 hora), se registran las velocidades de corrosión más elevadas del estudio, con valores entre $1,3 \times 10^{-4}$ - $2,6 \times 10^{-4}$ mm/año en la mayoría de las condiciones. A 520 ° F/800 - 950 psi no se observa corrosión medible.

A las 20 horas, se produce una reducción en los valores, con velocidades entre $1,3 \times 10^{-5}$ - $5,3 \times 10^{-5}$ mm/año. Esta disminución representa aproximadamente un 70 – 80 % respecto a los valores iniciales para la mayoría de las condiciones.

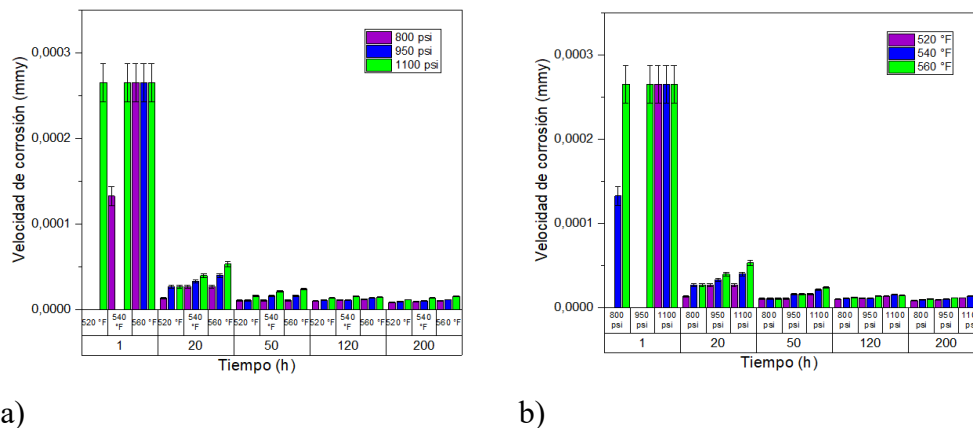
Entre 20 y 50 horas, continúa la tendencia decreciente, alcanzando valores de $1,0 \times 10^{-5}$ - $2,3 \times 10^{-6}$ mm/año, lo que supone una reducción adicional del 30 - 40 %.

De 50 a 120 horas, la velocidad sigue disminuyendo, aunque más gradualmente (10 - 15 %), estabilizándose en el rango $1,0 \times 10^{-5}$ - $1,5 \times 10^{-5}$ mm/año. Entre 120 y 200 horas, la velocidad alcanza sus valores mínimos. Esta evolución temporal muestra un patrón de

disminución progresiva desde la primera hora, característico de sistemas donde la corrosión inicial es rápida debido al contacto directo con la superficie metálica, seguida por una desaceleración continua a medida que se forman productos de corrosión que dificultan el transporte de especies reactivas hacia la superficie del metal, tal como se observa en las secciones de caracterización por Difracción de Rayos X (DRX) y Espectroscopia Fotoelectrónica de Rayos X (XPS), donde se evidencia formación de óxidos metálicos y carbonatos, entre otros productos.

Figura 36

a) Tiempo vs velocidad de corrosión con respecto a temperatura variable para el acero API P-110 en el ambiente CO_2 . b) Tiempo vs velocidad de corrosión con respecto a presión variable para el acero API P-110 en el ambiente CO_2 .



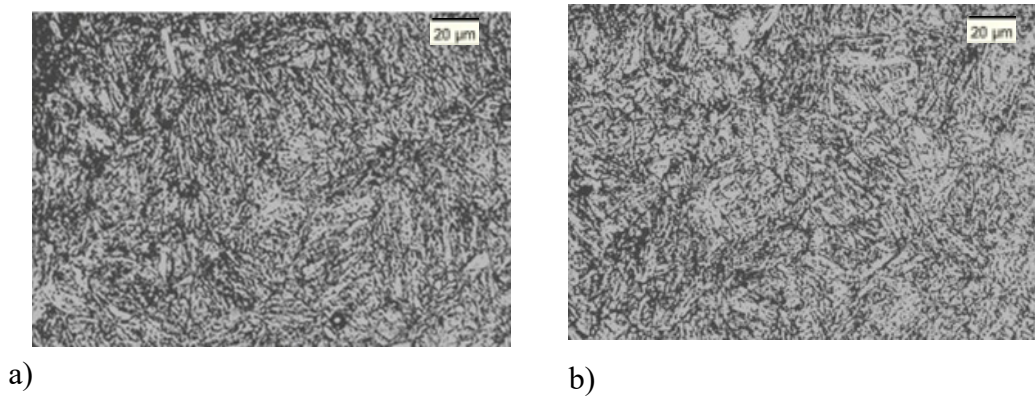
6.1.11. Análisis de metalografía para el acero API P-110 en el ambiente de CO_2 .

La micrografía inicial revela una microestructura martensítica templada y revenida característica del acero API P-110. Se observa martensita en listones con morfología acicular fina, orientación direccional predominante, y distribución homogénea de carburos precipitados finamente dispersos en la matriz. Los carburos de revenido aparecen como precipitados discretos de tamaño nanométrico distribuidos uniformemente, proporcionando el endurecimiento por precipitación responsable de la dureza inicial de 74.5 HRA (figura 37).

Después de 200 h/560 °F/1.100 psi, la microestructura exhibe transformaciones térmicas controladas. Se observa engrosamiento de listones martensíticos. Los carburos muestran crecimiento evidente, con precipitados de mayor tamaño y distribución menos uniforme. La dureza final es de 65.3 HRA.

Figura 37

a) Micrografía Acero API P-110 antes de la exposición. b) Micrografía Acero API P-110 después de la exposición al ambiente CO₂, 560 °F/1.100 psi/200h.



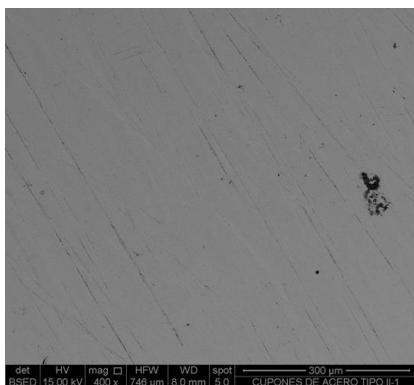
6.1.12. Análisis de Microscopía Electrónica de Barrido para el acero API P-110 en el ambiente de CO₂.

La imagen 38 muestra la morfología superficial del acero API P-110 en estado de suministro, antes de la exposición al ambiente. La superficie presenta líneas direccionales características del proceso de mecanizado, orientadas de manera paralela. Estas trazas superficiales son resultado del acabado industrial estándar y constituyen la topografía base del material. Se observan pequeñas discontinuidades puntuales que corresponden a defectos superficiales menores como microporos. La superficie muestra un aspecto homogéneo y limpio, sin evidencia de productos de corrosión o contaminación superficial.

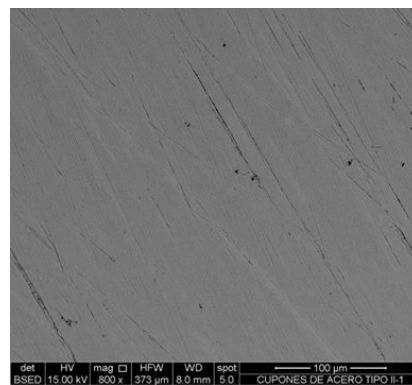
La imagen 39 a muestra la morfología superficial del acero API P-110 después de 200 horas de exposición. La superficie presenta una textura heterogénea con zonas de diferente contraste que indican la presencia de productos de corrosión distribuidos de manera uniforme. Las regiones más oscuras corresponden a depresiones o cavidades superficiales, mientras que las zonas más claras representan elevaciones asociadas a la formación de productos de corrosión. Esta distribución sugiere un proceso de corrosión controlado y no localizado. Asimismo, la imagen 39 b muestra la interfaz entre el sustrato metálico y la capa de productos de corrosión. El análisis transversal revela la formación de una capa compacta. La capa presenta estructura estratificada con buena continuidad a lo largo de la interfaz. La capa tiene un espesor de 113.6 μm . La morfología observada es consistente con las bajas velocidades de corrosión registradas para este ambiente (figura 40).

Figura 38

a) Zona superficial acero al carbono API P-110 antes de exposición 400x. b) Micrografía zona superficial acero al carbono API P-110 antes de exposición 800x.



a)



b)

Figura 39

a) Zona superficial acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi 130x. b) Zona superficial acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi 1000 x.

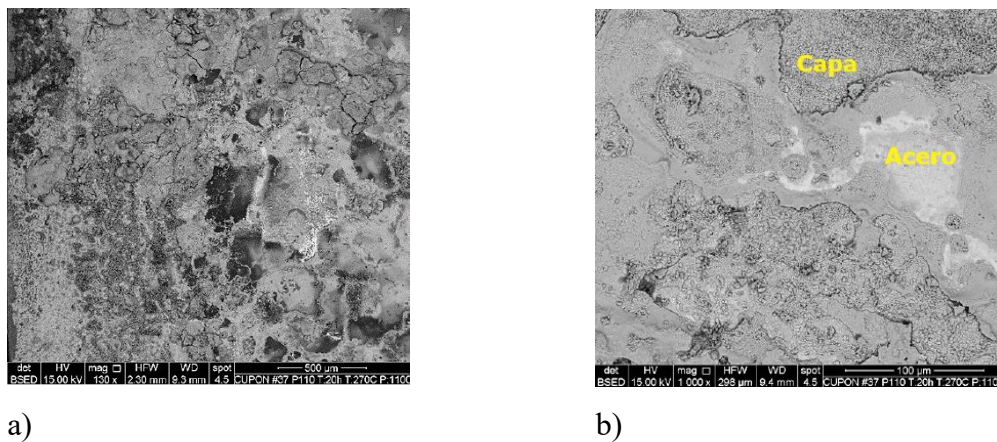
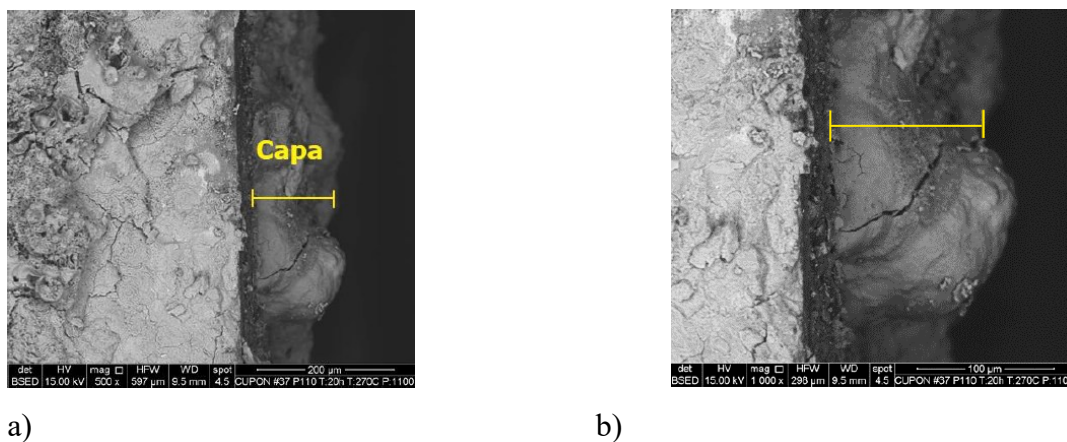


Figura 40

a) Zona transversal acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi 500x. b) Zona transversal acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi 1000x.



6.1.13. Análisis de Difracción de Rayos X y mecanismos de corrosión para el acero API P-110 en el ambiente de CO₂.

Para las condiciones de 800 psi/520 °F/120 h se presenta las intensidades más altas tanto para Fe metálico como para Fe₃O₄. Esto indica que, bajo estas condiciones de menor

severidad termodinámica, el proceso corrosivo se da a velocidad moderada, permitiendo tanto la preservación de hierro metálico como la formación de magnetita.

Para las condiciones 950 psi/540 °F/120 h se observan intensidades intermedias para ambas fases, sugiriendo un proceso de transformación más avanzado donde se consume mayor cantidad de hierro metálico comparado con las condiciones anteriores, mientras que la formación de Fe_3O_4 se mantiene.

A las condiciones de 1.100 psi/560 °F/120 h se exhibe las intensidades más bajas para ambas fases cristalinas. Lo anterior muestra que bajo las condiciones más severas ocurre mayor consumo del sustrato metálico. La menor intensidad de Fe confirma mayor grado de transformación del hierro base y mayor espesor de la capa de productos de corrosión. La reducción en la intensidad de Fe_3O_4 , a pesar del mayor grado de reacción, indica que bajo estas condiciones se favorece la formación de productos amorfos o fases cristalinas diferentes no detectables por DRX. La Fe_3O_4 inicialmente formada puede estar transformándose hacia otras fases que no presentan orden cristalino detectable.

Las condiciones más severas no solo aceleran el consumo del hierro metálico, sino que también promueven la formación de productos de corrosión con menor cristalinidad. Esto sugiere que, a altas temperaturas y presiones, los productos de corrosión se forman a velocidades que exceden la capacidad de ordenamiento cristalino, resultando en estructuras menos organizadas.

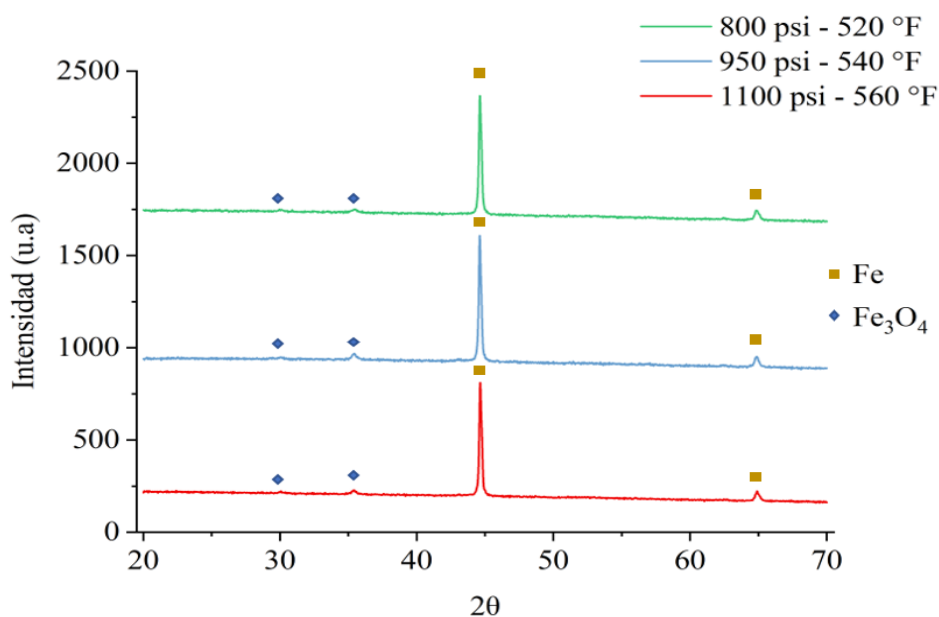
La ausencia de picos correspondientes a FeCO_3 en los difractogramas a 120 horas constituye un hallazgo de relevancia para el entendimiento del mecanismo de corrosión. La energía libre de Gibbs para la reacción $3\text{Fe} + 4\text{CO}_2 \rightarrow \text{Fe}_3\text{O}_4 + 4\text{CO}$ es menos negativa que para la reacción $\text{Fe} + \text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{FeCO}_3 + \text{H}_2$ bajo las condiciones estudiadas. Sin embargo, la formación observada de Fe_3O_4 sugiere que los factores cinéticos, son determinantes a 120 horas de exposición.

La integración de los resultados DRX a 120 horas con la caracterización XPS a 200 horas establece una secuencia temporal definida de transformaciones estructurales y químicas (ver sección siguiente de resultados Análisis XPS).

Como se muestra a continuación, los resultados observados a través de la técnica de XPS a 200 horas confirmaron la presencia de FeCO_3 , indicando que el intervalo 120 - 200 horas representa una ventana temporal donde ocurre la transición desde productos de oxidación hacia productos de carbonatación. La secuencia observada $\text{Fe} \rightarrow \text{Fe}_3\text{O}_4 \rightarrow \text{FeCO}_3$ sugiere un mecanismo de dos etapas donde la magnetita actúa como precursor.

Figura 41

Difractograma acero API P-110 expuesto a 120 horas de exposición.



6.1.14. Análisis de Espectroscopía Fotoelectrónica de Rayos X y mecanismos de corrosión para el acero API P-110 en el ambiente de CO_2 .

El espectro $\text{C}1s$ muestra un pico principal muy definido centrado en 284,87 eV, correspondiente al carbono adventicio de referencia, y un pico secundario a 286,42 eV correspondiente a enlaces C-O de especies orgánicas oxigenadas adsorbidas e intermediarios de reacción superficial, cuya presencia es independiente de la formación de carbonatos. La presencia del pico a 289,42 eV confirma la formación de FeCO_3 como producto principal de

corrosión, validando el mecanismo donde el CO_2 reacciona con el hierro para formar carbonato de hierro. La relación de intensidades indica que el FeCO_3 constituye una fase importante en los productos de corrosión superficiales (figura 42).

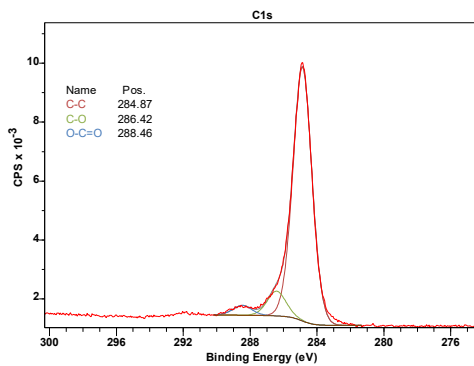
El espectro de O1s revela una estructura compleja con múltiples componentes deconvolucionadas, un pico a 530,42 eV correspondiente a enlaces Fe-O en óxidos metálicos, otro a 531,84 eV asociado a oxígeno en carbonatos (FeCO_3), y un tercer componente a 533,44 eV atribuible a especies hidroxiladas o agua adsorbida. Esta multiplicidad confirma la coexistencia de productos de corrosión diversos, tales como FeCO_3 , $\text{Fe}_3\text{O}_4/\text{FeO}$ y posiblemente $\text{Fe}(\text{OH})_2$ como intermediarios. La distribución de intensidades sugiere que el carbonato es predominante, pero con contribuciones de óxidos, coherente con el mecanismo de formación simultánea de productos en las condiciones estudiadas (figura 43).

El espectro de Fe2p muestra el doblete característico $\text{Fe}2p_{3/2}$ y $\text{Fe}2p_{1/2}$ con componentes deconvolucionadas que revelan la presencia de múltiples estados de oxidación del hierro. El pico principal a 710,37 eV corresponde a Fe^{2+} en FeCO_3 , mientras que los componentes a 711,81 eV indica la presencia de Fe^{3+} , probablemente en forma de Fe_2O_3 o FeOOH , sugiriendo oxidación parcial en zonas expuestas o en la interfaz externa de la capa de productos y los picos a 723,97 y 726,26 eV, indican la coexistencia de Fe^{2+} y Fe^{3+} , lo cual confirma que el mecanismo de corrosión involucra tanto la formación directa de carbonatos como procesos de oxidación secundarios, posiblemente debido a la presencia de trazas de oxígeno o reacciones de hidrólisis a las altas temperaturas estudiadas (figura 44).

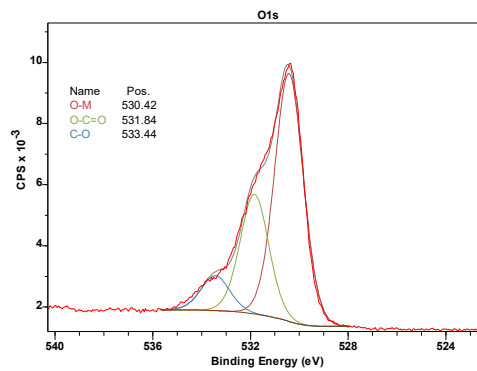
La detección de manganeso (picos a 641,83 eV y 653,30 eV correspondientes al doblete $\text{Mn}2p_{3/2}$ y $\text{Mn}2p_{1/2}$) indica la participación de elementos aleantes del acero API P-110 en los productos de corrosión. Estos picos sugieren la formación de carbonatos mixtos $(\text{Fe},\text{Mn})\text{CO}_3$ o la incorporación de Mn en la estructura del FeCO_3 , fenómeno que explica las diferencias observadas en el comportamiento corrosivo entre API N80 y P-110 (figura 45).

Figura 42

Espectro de alta resolución C1s acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi.

**Figura 43**

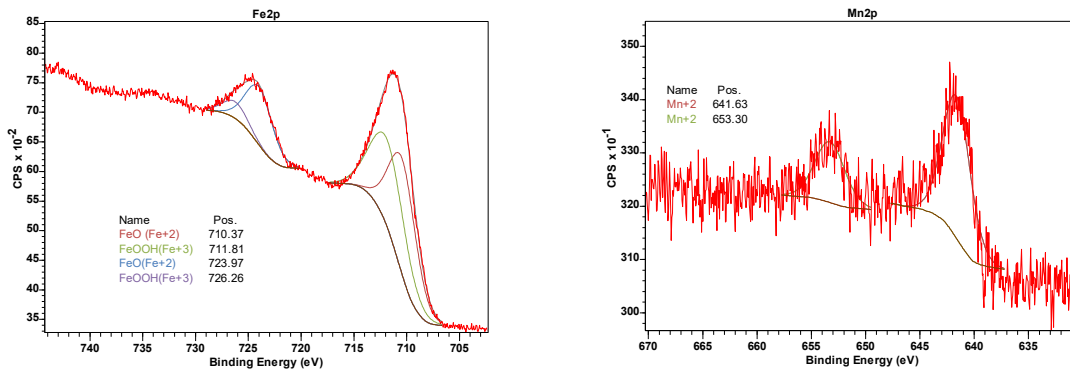
Espectro de alta resolución O1s acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi.

**Figura 44**

Espectro de alta resolución Fe2p acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi.

Figura 45

Espectro de alta resolución Mn2p acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi.



6.1.15. Conclusiones capítulo 1.

- La corrosión de los aceros API N-80 y API P-110 en el ambiente de CO₂ a las condiciones de trabajo de la presente investigación es un proceso gobernado por la interacción dinámica de las variables temperatura, presión y tiempo, cuyas predominancias relativas cambian a lo largo de la exposición. En la etapa de activación (0 - 1 h), la temperatura constituye el factor cinético dominante. A 520 °F la velocidad de corrosión del acero API N-80 es nula a 800 y 950 psi y apenas detectable a 1.100 psi ($3,1 \times 10^{-4}$ mm/año), mientras que a 560 °F el proceso se activa en todas las presiones estudiadas de forma independiente del nivel de presión, evidenciando la existencia de una temperatura umbral de activación. En la etapa de transición (20 - 50 h), la presión adquiere relevancia. A 20 horas de exposición, la velocidad de corrosión del API N-80 a 1.100 psi fue aproximadamente 65 % superior a la registrada a 800 psi, para las temperaturas estudiadas (520, 540 y 560 °F), con el valor máximo de $5,4 \times 10^{-4}$ mm/año registrado a 560 °F/1.100 psi/20 h, representando un incremento del 54 % respecto al valor obtenido a 520 °F a la misma presión y tiempo. Para el API P-110, la sensibilidad a la presión fue escalonada y con comportamientos discontinuos. A 1 hora/540 °F, la corrosión fue medible a 800 psi ($1,3 \times 10^{-4}$ mm/año) y 1.100 psi ($2,6 \times 10^{-4}$ mm/año) pero nula a 950 psi; a 20 h/560 °F, los incrementos entre 800 y 950 psi fueron del 54 % (de $2,6 \times 10^{-5}$ a $3,9 \times 10^{-5}$ mm/año) y del 33 % entre 950 y 1.100 psi (hasta $5,3 \times 10^{-5}$ mm/año). A tiempos

prolongados (120 - 200 h), el efecto del tiempo sobre la ganancia de masa fue pronunciado a condiciones extremas. Para el API P-110 a 560 °F/1.100 psi, la ganancia de masa a 200 horas fue aproximadamente 12 veces mayor que a 1 hora, mientras que a condiciones moderadas (520 °F/800 psi) ese factor se redujo a 7 veces.

- La cinética de corrosión de ambos aceros en el ambiente de CO₂ siguió un patrón de tres fases temporales que constituye la condición base sobre la cual se cuantificarán los efectos sinérgicos de las impurezas en los capítulos posteriores. La fase de activación (0 - 20 h) estuvo caracterizada por las velocidades más elevadas. El acero API N-80 alcanzó un máximo de $2,7 \times 10^{-4}$ mm/año a 1 h, mientras que el API P-110 registró valores entre $1,3 \times 10^{-4}$ y $2,6 \times 10^{-4}$ mm/año a 1 h para las condiciones donde la corrosión fue medible (siendo nula a 520 °F/800 - 950 psi/1 h). La fase de transición (20 - 50 h) registró para el API N-80 una reducción del 75 - 85 % en la velocidad de corrosión respecto a los valores de 1 hora, con velocidades entre $1,7 \times 10^{-5}$ y $3,5 \times 10^{-5}$ mm/año a 20 h/520 °F y máximo de $5,4 \times 10^{-4}$ mm/año a 20 h/560 °F/1.100 psi, seguida de una caída adicional del 43,6 % de esos valores a las 50 h; para el API P-110 la reducción fue del 70 - 80 % respecto a los valores iniciales, con velocidades entre $1,3 \times 10^{-5}$ y $5,3 \times 10^{-5}$ mm/año a 20 h según temperatura y presión. La fase de estabilización (120 - 200 h) exhibió velocidades del orden de $1,0 \times 10^{-5}$ - $2,0 \times 10^{-5}$ mm/año para el API N-80, y de $8,0 \times 10^{-6}$ - $1,5 \times 10^{-5}$ mm/año para el API P-110 entre 120 y 200 horas a todo el rango de condiciones (520 - 560 °F, 800 - 1.100 psi).

- La integración de resultados DRX a 120 horas y XPS a 200 horas estableció una secuencia temporal de transformación de productos de corrosión. En la primera etapa, hasta las 120 h, la fase cristalina predominante identificada por DRX fue Fe₃O₄. A 800 psi/520 °F/120 h se observaron las intensidades más altas de Fe metálico y Fe₃O₄, indicando preservación parcial del sustrato, a 950 psi/540 °F/120 h las intensidades fueron intermedias con mayor consumo del hierro metálico; y a 1.100

psi/560 °F/120 h se registraron las intensidades más bajas para ambas fases cristalinas, evidenciando el mayor consumo del sustrato y la formación preferencial de productos amorfos. La ausencia de FeCO_3 en los difractogramas a 120 horas, a pesar de que la energía libre de Gibbs de la reacción $\text{Fe} + \text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{FeCO}_3 + \text{H}_2$ es más negativa que la de $3\text{Fe} + 4\text{CO}_2 \rightarrow \text{Fe}_3\text{O}_4 + 4\text{CO}$ bajo las condiciones estudiadas, confirma que el control cinético prevalece sobre el termodinámico en ese intervalo. En la segunda etapa, el XPS a 200 h/560 °F/1.100 psi confirmó la transición hacia la carbonatación, pico C1s a 289,42 eV (FeCO_3), componente O1s a 531,84 eV (carbonatos) y $\text{Fe}2p_{3/2}$ a 710,37 eV (Fe^{2+} en FeCO_3), sugiriendo un mecanismo de dos etapas donde la magnetita actúa como precursor $\text{Fe} \rightarrow \text{Fe}_3\text{O}_4 \rightarrow \text{FeCO}_3$.

- Ambos aceros compartieron el patrón cinético de tres fases, pero con diferencias cuantitativas y morfológicas. El API N-80 presentó activación corrosiva desde 520 °F/1.100 psi/1 h ($3,1 \times 10^{-4}$ mm/año), con velocidades máximas de $2,7 \times 10^{-4}$ mm/año a 1 h y estabilización entre $1,0 \times 10^{-5}$ - $2,0 \times 10^{-5}$ mm/año a 120 - 200 h; el análisis SEM a 200 h/560 °F/1.100 psi reveló ataque localizado con penetraciones preferenciales sobre las marcas de mecanizado y productos heterogéneos con composición EDS consistente con FeCO_3 y óxidos de hierro. El acero API P-110 mostró activación discontinua en las primeras horas, nula a 520 °F/800 - 950 psi/1 h y sin corrosión medible a 950 psi/540 °F/1 h pese a registrar valores a 800 y 1.100 psi, con velocidades máximas de $2,6 \times 10^{-4}$ mm/año a 1 h y estabilización entre $8,0 \times 10^{-6}$ - $1,5 \times 10^{-5}$ mm/año a 120 - 200 h; el análisis SEM a las mismas condiciones evidenció una capa compacta, estratificada y continua de 113,6 μm . Ambos aceros sufrieron degradación a 200 h/560 °F/1.100 psi, con reducción de dureza de 8,5 HRA en el acero API N-80 (69,7 - 61,2 HRA) y de 9,2 HRA en acero API P-110 (74,5 - 65,3 HRA).

6.2. Capítulo 2: Ambiente de dióxido de carbono - vapor de agua.

6.2.1. Efecto de las variables temperatura y presión sobre variación de masa para el acero API N-80.

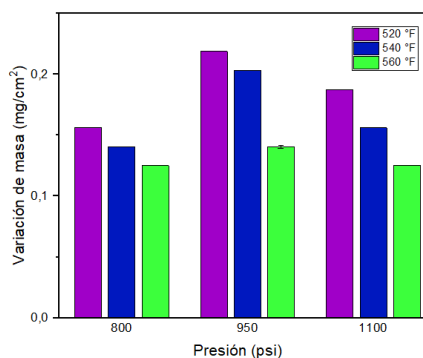
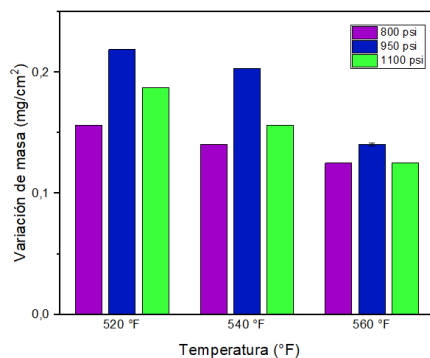
El acero API N-80 expuesto durante 1 hora al ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$ muestra patrones diferentes a los observados en el ambiente de CO_2 . A 520 °F, la variación de masa evidencia una clara dependencia con la presión, con valores de 0,1563 mg/cm² a 800 psi, 0,2188 mg/cm² a 950 psi y 0,1875 mg/cm² a 1.100 psi. El valor máximo se alcanza a la presión intermedia (950 psi), que supera en un 47 % al valor a 800 psi y en un 16 % al valor a 1.100 psi. A 540 °F, se mantiene un patrón similar donde la presión intermedia genera la mayor variación de masa, superando en un 43 % al valor a 800 psi y en un 33 % al valor a 1.100 psi. A 560 °F, los valores disminuyen y las diferencias entre presiones se reducen. La presión intermedia sigue generando el valor máximo, pero con diferencias menos pronunciadas (17 % respecto a 800 psi y 17 % respecto a 1.100 psi).

La presencia de H_2O ha generado un cambio en el comportamiento obtenido con el ambiente de CO_2 , generando valores de variación de masa aproximadamente 1000 veces mayores que en CO_2 a tiempo equivalente. Se evidencia un efecto no lineal de la presión, donde la presión intermedia (950 psi) resulta más agresiva y un efecto inverso de la temperatura, donde al aumentar la temperatura disminuye la variación de masa, contrario a lo observado en CO_2 puro (figura 46).

Este comportamiento puede explicarse por la formación de ácido carbónico (H_2CO_3) al combinarse el CO_2 con H_2O , que acelera drásticamente el proceso corrosivo (Kim, & Nesic, 2022). A alta temperatura (560 °F), la solubilidad del CO_2 en agua puede disminuir y la estabilidad del ácido carbónico se reduciría, lo que podría explicar el efecto inverso de la temperatura. La mayor agresividad a 950 psi sugiere una condición óptima para la formación y estabilidad del ácido carbónico bajo estas condiciones específicas (Zheng, 2021).

Figura 46

a) Temperatura vs variación de masa a 1 hora de exposición para el acero API N-80 en el ambiente de estudio. b) Presión vs variación de masa a 1 hora de exposición para el acero API N-80 en el ambiente de estudio.



a)

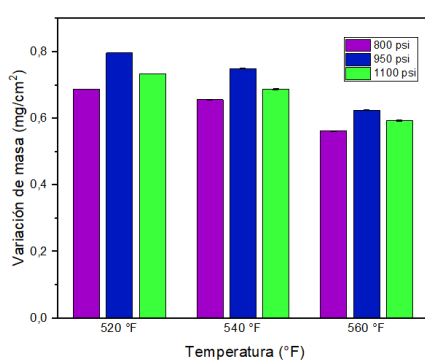
b)

El comportamiento observado a 20 horas de exposición muestra que a 520 °F se mantiene el patrón donde la presión intermedia (950 psi) genera la mayor ganancia de masa, superando en un 18 % al valor a 800 psi y en un 8 % al valor a 1.100 psi. A 540 °F, se observa un comportamiento similar donde la presión intermedia muestra el valor máximo, con diferencias del 14 % respecto a 800 psi y del 10 % respecto a 1.100 psi. Finalmente, a 560 °F, los valores continúan descendiendo. Las diferencias entre presiones son menos pronunciadas, aunque la presión intermedia sigue generando el valor más alto.

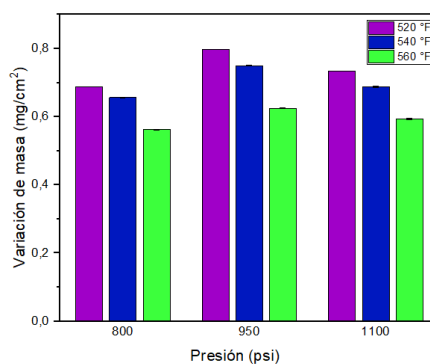
Comparando con el comportamiento a 1 hora, se observa un incremento en la variación de masa, aproximadamente 3 - 4 veces mayor, lo que indica la continuidad activa del proceso corrosivo. La persistencia del efecto no lineal de la presión, donde 950 psi sigue siendo la condición más agresiva, aunque con diferencias menos acentuadas que a 1 hora. Asimismo, se observa continuidad del efecto inverso de la temperatura, con valores decrecientes al aumentar la temperatura (aproximadamente 15 % menor a 560 °F que a 520 °F para todas las presiones). Este comportamiento sostenido se puede explicar por la acción continua del ácido carbónico en el sistema CO₂-H₂O.

Figura 47

a) *Temperatura vs variación de masa a 20 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente de estudio.* b) *Presión vs variación de masa a 20 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente de estudio.*



a)



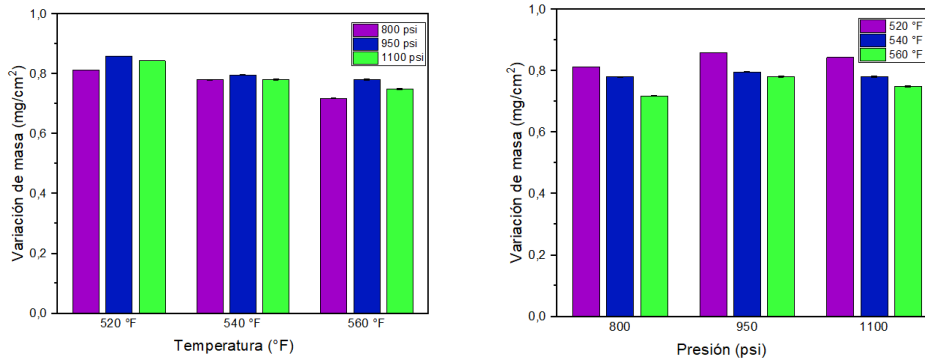
b)

El material de estudio expuesto durante 50 horas al ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$, presenta una evolución en el comportamiento, dado que, a 520 °F, se mantiene el patrón donde la presión intermedia (950 psi) genera la mayor ganancia de masa, aunque con diferencias menos pronunciadas que en los tiempos anteriores (7 % respecto a 800 psi y 2 % respecto a 1.100 psi). A 540 °F, se observa un comportamiento similar, donde la presión intermedia continúa mostrando el valor máximo, con diferencias del 5 % respecto a 800 psi y del 4 % respecto a 1.100 psi. Finalmente, a 560 °F, persiste el mismo patrón respecto a la presión, con el valor máximo a 950 psi (figura 48).

Este comportamiento a 50 horas sugiere el inicio de una fase de estabilización en el proceso. Según Wang et al. (2019), después de períodos prolongados de exposición a ambientes de $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$, los productos de corrosión comienzan a ejercer cierto efecto barrera.

Figura 48

a) *Temperatura vs variación de masa a 50 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente de estudio.* b) *Presión vs variación de masa a 50 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente de estudio.*



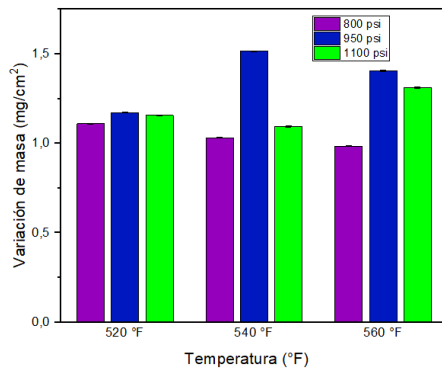
a)

b)

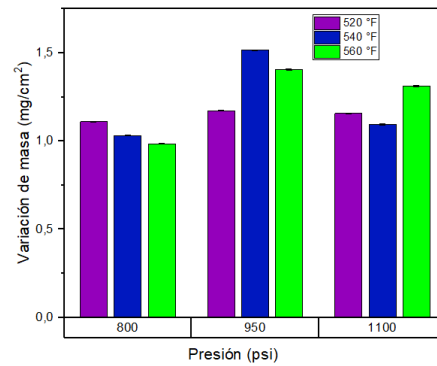
El comportamiento de variación de masa para el acero API N-80 expuesto durante 120 horas al ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$, evidencia que, a 520 °F, las diferencias entre los valores alcanzados a las distintas presiones son mínimas (menos del 3 %), aunque la presión intermedia mantiene el valor más alto. A 540 °F, se produce un cambio significativo en el patrón. La presión intermedia genera una variación de masa alta, superando en un 47 % al valor a 800 psi y en un 36 % al valor a 1.100 psi. A 560 °F, el patrón se mantiene.

Figura 49

a) *Temperatura vs variación de masa a 120 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente de estudio.* b) *Presión vs variación de masa a 120 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente de estudio.*



a)



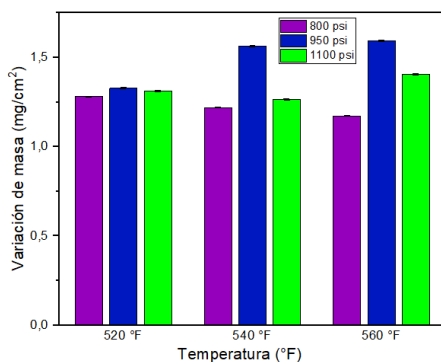
b)

Al analizar el comportamiento de variación de masa para el acero API N-80 expuesto durante 200 horas al ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$, se observa que, a 520 °F, la variación de masa es aproximadamente 1,28 mg/cm² a 800 psi, 1,32 mg/cm² a 950 psi y 1,31 mg/cm² a 1.100 psi. Se observa un ligero incremento (aproximadamente 3 %) de 800 psi a 950 psi, seguido de una leve disminución a 1.100 psi.

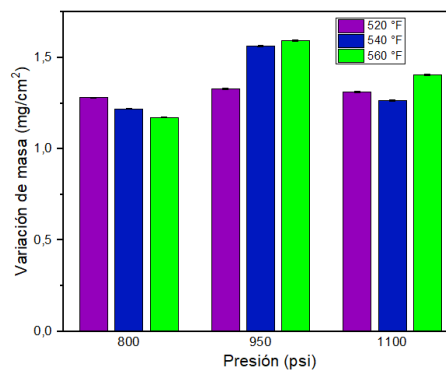
A 540 °F, se mantiene el patrón. La presión intermedia sigue generando una variación de masa alta, superando en un 27 % al valor a 800 psi y en un 19 % al valor a 1.100 psi. A 560 °F, se observa un comportamiento similar.

Figura 50

a) *Temperatura vs variación de masa a 200 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente de estudio.* b) *Presión vs variación de masa a 200 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente de estudio.*



a)



b)

6.2.2. Efecto del tiempo sobre la variación de masa para el acero API N-80.

El comportamiento del efecto del tiempo sobre la variación de masa para el acero API N-80 en ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$, muestra una tendencia de incremento. En la fase inicial de 1 hora, la ganancia de masa oscila entre 0,12 - 0,22 mg/cm^2 dependiendo de las condiciones de temperatura y presión. Los valores son elevados, indicando una rápida reacción del material con el medio corrosivo.

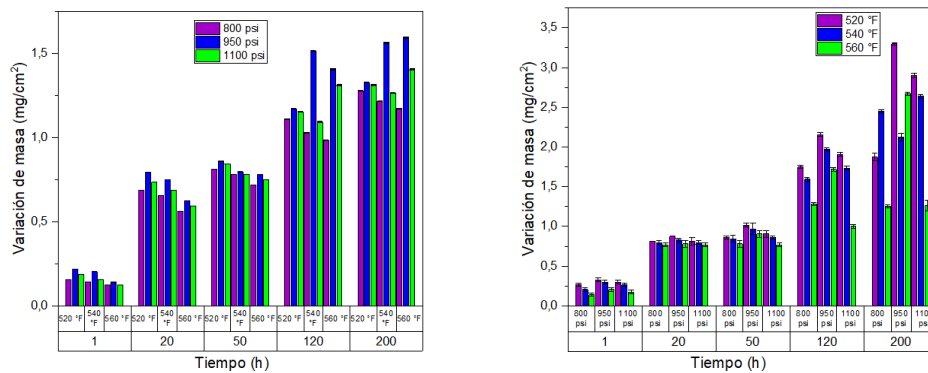
Entre 1 y 20 horas, la ganancia de masa aumenta aproximadamente 3 - 4 veces respecto a la inicial, alcanzando valores de 0,56 - 0,79 mg/cm^2 . De 20 a 50 horas, el incremento es menos pronunciado (15 - 20 %), sugiriendo una desaceleración parcial del proceso corrosivo, posiblemente por la formación de capas iniciales de productos de corrosión. Entre 50 y 120 horas se produce un incremento (aproximadamente 50 - 70 %), alcanzando valores de 0,98 - 1,51 mg/cm^2 . Esta reactivación sugiere transformaciones en la capa de productos inicialmente formada, posiblemente asociadas a cambios morfológicos o de composición que alteran sus propiedades protectoras. Finalmente, de 120 a 200 horas continúa el incremento, aunque a menor ritmo (15 - 25 %), llegando a valores de 1,26 - 1,59 mg/cm^2 . Esta desaceleración indica cierta estabilización, aunque sin llegar a detenerse el proceso corrosivo.

En contraste con el ambiente de CO_2 puro para el mismo material de estudio, la diferencia de los valores de variación de masa es del orden de 5.700 veces mayor,

demostrando el efecto acelerador del vapor agua (Sun et al., 2021). El hecho de que la ganancia de masa continúe aumentando significativamente incluso después de 200 horas en ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$, mientras que en CO_2 puro tiende a estabilizarse, puede indicar que los productos formados en presencia de agua no logran establecer una barrera efectiva contra la difusión de especies corrosivas hacia la superficie metálica (Zhang et al., 2025; Li et al., 2024).

Figura 51

a) Tiempo vs variación de masa con respecto a temperatura variable. b) Tiempo vs variación de masa con respecto a presión variable.



a)

b)

6.2.3. Efectos de las variables temperatura y presión sobre velocidad de corrosión para el acero API N-80.

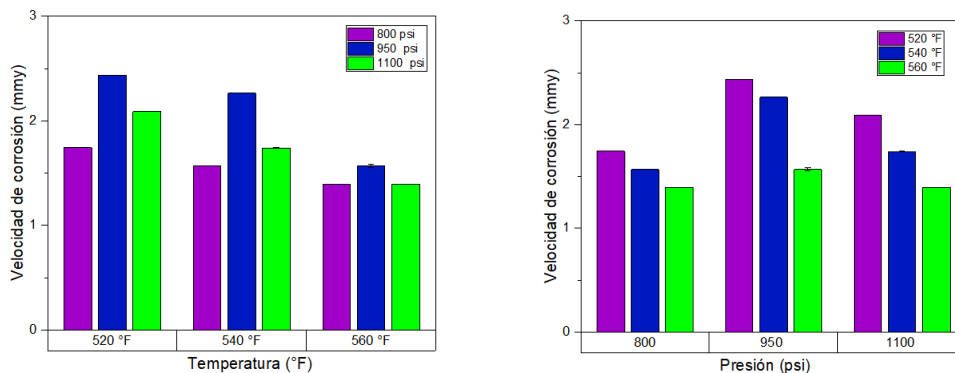
Los efectos de las variables temperatura y presión en el acero API N-80 expuesto al ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$ a 1 hora de tiempo de exposición, muestran que, a 520 °F, la velocidad de corrosión varía con la presión, alcanzando valores de 1,74 mm/año a 800 psi, 2,43 mm/año a 950 psi y 2,08 mm/año a 1.100 psi. A 540 °F, se mantiene un patrón similar, aproximadamente 1,56 mm/año a 800 psi, 2,26 mm/año a 950 psi y 1,74 mm/año a 1.100 psi. La presión intermedia continúa mostrando el valor máximo, aunque con diferencias menos pronunciadas. A 560 °F, los valores son menores, 1,39 mm/año a 800 psi, 1,56 mm/año a

950 psi y 1,38 mm/año a 1.100 psi. Las diferencias entre presiones se reducen, aunque se mantiene el patrón con máximo a presión intermedia.

En CO₂ puro, la velocidad de corrosión máxima es aproximadamente $3,4 \times 10^{-4}$ mm/año (a 560°F/1.100 psi), mientras que en CO₂ + H₂O alcanza 2,43 mm/año (a 520 °F/950 psi), representando un incremento de aproximadamente 4.600 veces. Esta diferencia refleja cambios en los mecanismos de corrosión, de un proceso limitado de adsorción directa en CO₂ puro a un proceso acelerado en presencia de vapor de agua (Li et al., 2024). Igualmente, el efecto de la presión cambia de un patrón generalmente lineal en CO₂ puro a uno no lineal con máximo a presiones intermedias en CO₂ + H₂O (Wei et al., 2022).

Figura 52

a) *Temperatura vs velocidad de corrosión a 1 hora de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂+ H₂O.* b) *Presión vs velocidad de corrosión a 1 hora de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂+ H₂O.*



a)

b)

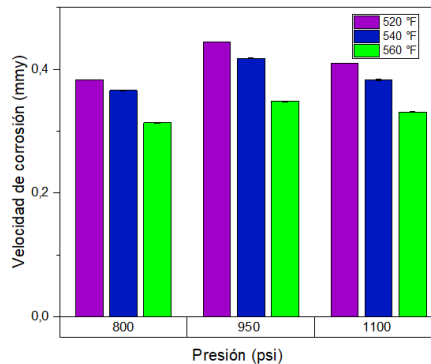
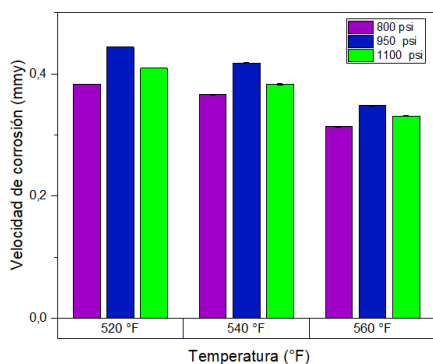
Al examinar las gráficas de velocidad de corrosión para el acero API N-80 expuesto durante 20 horas al ambiente CO₂ + H₂O, se observa que, a 520 °F, la velocidad de corrosión muestra valores de 0,38 mm/año a 800 psi, 0,44 mm/año a 950 psi y 0,41 mm/año a 1.100 psi. Se mantiene el patrón donde la presión intermedia (950 psi) genera el valor máximo, aunque con diferencias menos pronunciadas que a 1 hora. A 540 °F, se observan valores de

aproximadamente 0,36 mm/año a 800 psi, 0,41 mm/año a 950 psi y 0,39 mm/año a 1.100 psi. La presión intermedia sigue mostrando el valor máximo, pero las diferencias son aún menos marcadas. A 560 °F, los valores continúan su tendencia descendente, 0,31 mm/año a 800 psi, 0,34 mm/año a 950 psi y 0,33 mm/año a 1.100 psi. Se mantiene el patrón no lineal respecto a la presión.

Comparando estos resultados con los obtenidos a 1 hora de exposición, se observa una reducción en la velocidad de corrosión. Esta disminución sugiere la formación de capas iniciales de productos de corrosión. En contraste con el comportamiento en ambiente de CO₂ puro a 20 horas, los valores en CO₂ + H₂O son aproximadamente 830 veces mayores. Esta diferencia, aunque menor que la observada a 1 hora, sigue siendo importante y confirma el efecto acelerador del vapor de agua en el proceso corrosivo.

Figura 53

a) *Temperatura vs velocidad de corrosión a 20 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂+ H₂O.* b) *Presión vs velocidad de corrosión a 20 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂+ H₂O.*



a)

b)

El comportamiento observado para la velocidad de corrosión para el acero API N-80 expuesto durante 50 horas al ambiente CO₂ + H₂O, muestra que, a 520 °F, la velocidad de

corrosión presenta valores de 0,18 mm/año a 800 psi, 0,19 mm/año a 950 psi y 0,188 mm/año a 1.100 psi.

A 540 °F, se observan valores de 0,17 mm/año a 800 psi, 0,18 mm/año a 950 psi y 0,17 mm/año a 1.100 psi. El efecto de la presión se ha homogeneizado un poco más, aunque se mantiene ligeramente el valor máximo a la presión intermedia.

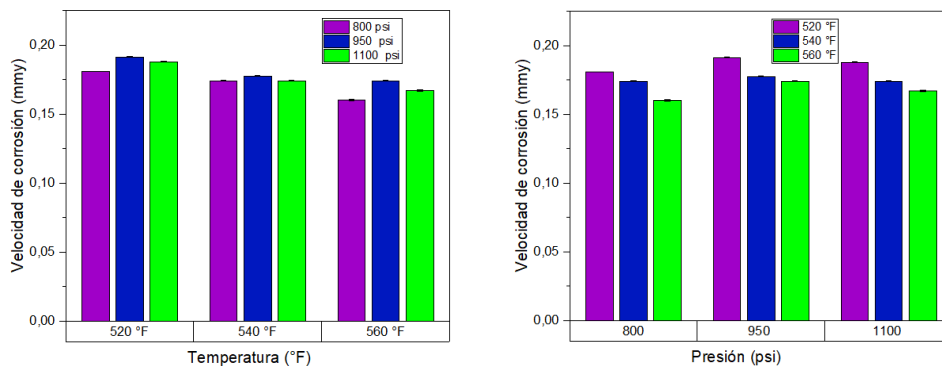
A 560 °F, los valores son aproximadamente 0,16 mm/año a 800 psi, 0,17 mm/año a 950 psi y 0,16 mm/año a 1.100 psi.

Comparando con los resultados a 20 horas, se observa una reducción en la velocidad de corrosión (aproximadamente 55 – 60 %), lo que confirma la tendencia decreciente. Esta disminución progresiva sugiere que los productos de corrosión formados durante las primeras 20 horas continúan potencialmente desarrollándose, proporcionando una protección cada vez mayor.

La influencia de la presión tiende a homogeneizarse, con diferencias máximas de aproximadamente 6 % entre las distintas presiones para cada temperatura, muy por debajo del 16 % observado a 20 horas. Lo anterior sugiere que los productos de corrosión formados tienden a igualar el comportamiento del sistema bajo diferentes condiciones de presión a medida que avanza el tiempo.

Figura 54

a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 50 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂+ H₂O. b) Temperatura vs velocidad de corrosión a 50 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂+ H₂O.



a)

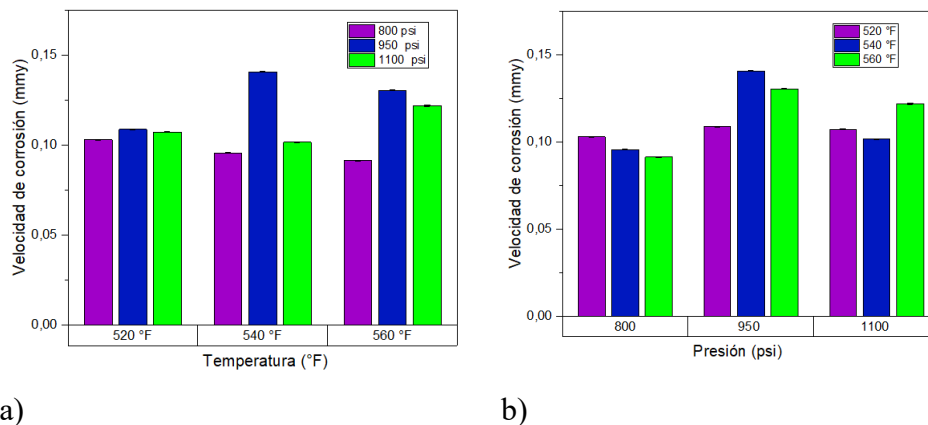
b)

El comportamiento para 120 horas de exposición, muestra un cambio importante. A 520 °F, la velocidad de corrosión muestra valores de 0,103 mm/año a 800 psi, 0,108 mm/año a 950 psi y 0,107 mm/año a 1.100 psi. A 540 °F, la presión intermedia muestra una velocidad de corrosión más alta, superando en un 56 % al valor a 800 psi y en un 40 % al valor a 1.100 psi. A 560 °F, los valores presentados son 0,09 mm/año a 800 psi, 0,13 mm/año a 950 psi y 0,12 mm/año a 1.100 psi.

Comparando con los resultados a 50 horas, se observa una reducción en la velocidad de corrosión (40 – 45 %), con un patrón menos uniforme. Esta reducción sugiere que el proceso de corrosión comienza a estabilizarse, aunque con comportamientos diferenciados según las condiciones específicas. La influencia de la presión se ha acentuado, con el máximo a 950 psi mostrando diferencias de hasta un 56 % respecto a otras presiones. Este comportamiento sugiere transformaciones en los productos de corrosión inicialmente formados que alteran su capacidad de manera diferenciada según la presión.

Figura 55

a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 120 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂+ H₂O. b) Presión vs velocidad de corrosión a 120 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂+ H₂O.

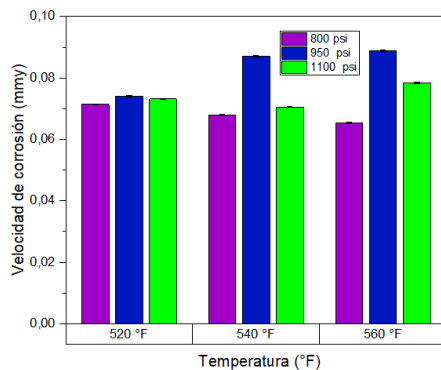


a) El comportamiento para 200 horas de exposición muestra que, a 520 °F, la velocidad de corrosión presenta valores de 0,071 mm/año a 800 psi, 0,074 mm/año a 950 psi y 0,073 mm/año a 1.100 psi. Las diferencias entre presiones son mínimas (menos del 4 %), aunque el valor máximo se mantiene a presión intermedia. A 540 °F, el patrón persiste. La presión intermedia genera una velocidad de corrosión mayor, superando en un 30 % al valor a 800 psi y en un 24 % al valor a 1.100 psi. A 560 °F, se consolida el comportamiento, donde la presión intermedia presenta el mayor valor.

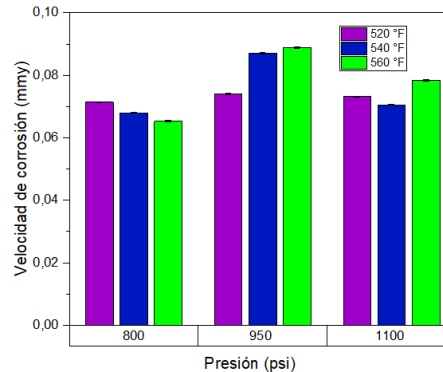
b) Comparando con los resultados a 120 horas, se observa una reducción en la velocidad de corrosión, lo que indica que el proceso corrosivo continúa desacelerándose. El comportamiento respecto a la presión se ha estabilizado, con el máximo a 950 psi para todas las temperaturas.

Figura 56

a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 200 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂+ H₂O. b) Presión vs velocidad de corrosión a 120 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂+ H₂O.



a)



b)

6.2.4. Efecto del tiempo sobre la velocidad de corrosión para el acero API N-80.

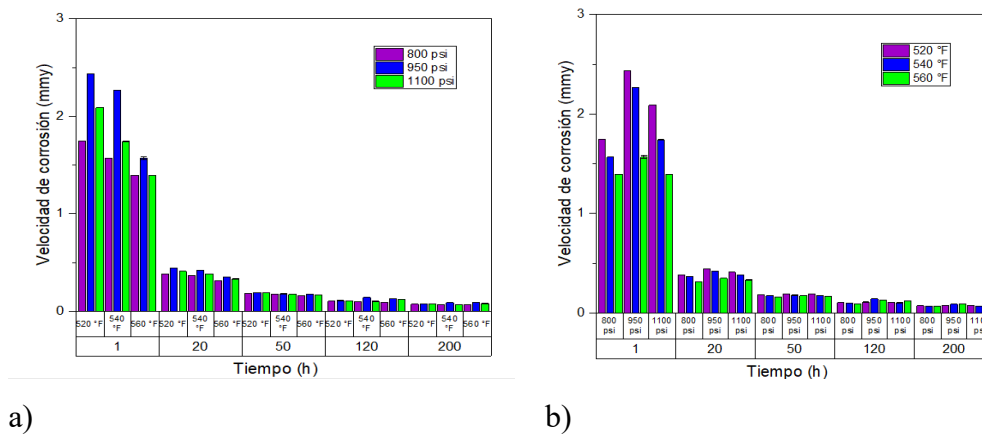
El efecto del tiempo sobre la velocidad de corrosión para el acero API N-80 en el ambiente de estudio, muestra un comportamiento de disminución progresiva donde, en la fase inicial (1 hora), la velocidad de corrosión alcanza valores máximos de 2,43 mm/año (540 °F / 950 psi). Esta velocidad refleja la interacción directa entre el acero y el medio corrosivo.

Entre 1 y 20 horas, se produce una reducción (aproximadamente 80 - 85 %), con velocidades que descienden a 0,35 - 0,44 mm/año. Esta disminución sugiere la potencial formación de capas iniciales de productos de corrosión que, aunque no completamente protectoras, reducen significativamente la tasa del proceso corrosivo.

De 20 a 50 horas, continúa la tendencia decreciente, pero a un ritmo menor, con una reducción del 55 - 60 %. Entre 50 y 120 horas, la velocidad sigue descendiendo (40 - 45 %). Es notable que en esta fase comienzan a manifestarse comportamientos diferenciados según las condiciones específicas, particularmente a 950 psi donde la reducción es menos pronunciada. Finalmente, de 120 a 200 horas, la disminución se modera aún más. Este comportamiento temporal difiere del observado en ambiente de CO₂ puro, donde la disminución de la velocidad es más rápida y pronunciada, alcanzando una estabilización más evidente.

Figura 57

a) Tiempo vs velocidad de corrosión con respecto a temperatura variable para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$. b) Tiempo vs velocidad de corrosión con respecto a presión variable para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$.



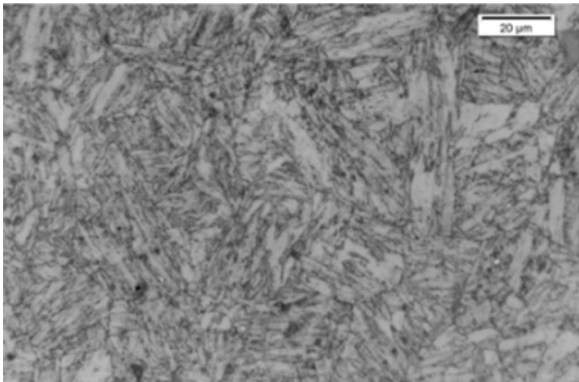
6.2.5. Análisis de metalografía para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$.

La disolución selectiva de carburos perlíticos observada metalográficamente se relaciona directamente con la formación de FeCO_3 cristalino detectada por DRX y la presencia de carbonatos menos estables (531.51 eV) identificados por XPS. La pérdida de dureza del 13,9 % valida cuantitativamente el compromiso de propiedades mecánicas predicho por los factores de impacto elevados registrados experimentalmente.

La evolución microestructural observada establece una correlación directa entre la agresividad química del ambiente (incremento de velocidad de corrosión de 1.000 - 8.000 veces respecto a CO_2 puro) y la degradación física de la microestructura base. La alteración de colonias perlíticas y el engrosamiento ferrítico evidencian que el vapor de agua no solo acelera los procesos superficiales de corrosión, sino que permite el aumento de las transformaciones microestructurales que comprometen la integridad estructural a largo plazo.

Figura 58

Micrografía Acero API N-80 después de la exposición al ambiente $CO_2 + H_2O$, 560 °F/1.100 psi/200 h.

**6.2.6. Análisis de Microscopía Electrónica de Barrido acero API N-80 en el ambiente $CO_2 + H_2O$ (SEM).**

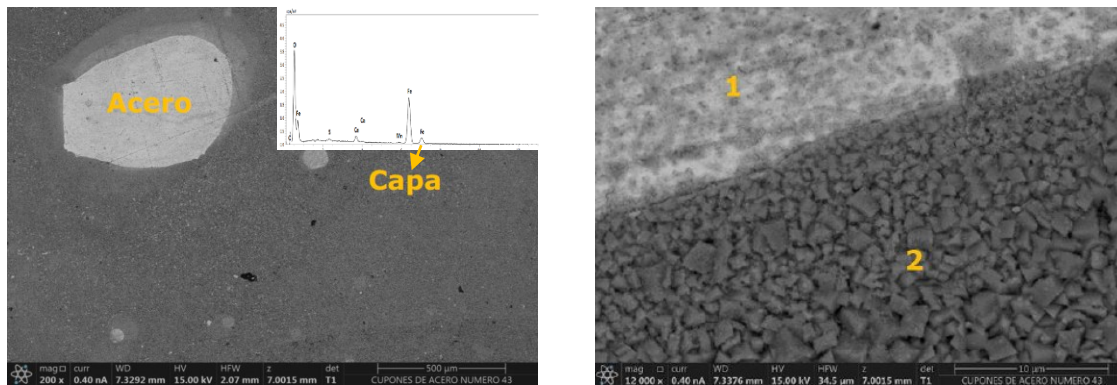
La figura 59a revela formación de capa superficial diferenciada con contraste claro entre el sustrato metálico y depósitos de corrosión. Se observa continuidad entre los depósitos y el sustrato metálico.

La imagen 59b de mayor magnificación muestra una estructura bicapa con transición desde el sustrato metálico hacia los productos de corrosión superficiales. La interfaz bien definida indica crecimiento controlado de productos sin penetración intergranular agresiva, consistente con la formación de $FeCO_3$ identificada por DRX y XPS.

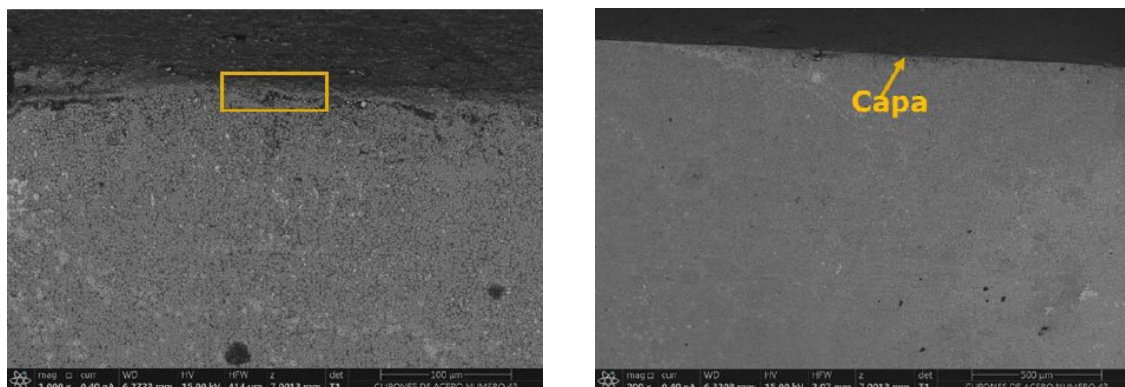
Para la sección transversal (figura 60), se observa un espesor uniforme de la capa de productos de corrosión con distribución homogénea a lo largo de la superficie expuesta. La ausencia de penetraciones localizadas sugiere un proceso de ataque relativamente uniforme.

Figura 59

a) Zona superficial acero al carbono API N-80 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi 200x. b) Zona superficial acero al carbono API N-80 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi 1000 x.

**Figura 60**

a) Zona transversal acero al carbono API N-80 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi 1000x. b) Zona transversal acero al carbono API N-80 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi 200x.



6.2.7. Efecto de las variables temperatura y presión sobre variación de masa para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$.

El comportamiento de variación de masa para el acero API P-110 expuesto durante 1 hora al ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$, muestra que, a 520 °F, la variación de masa muestra una dependencia con la presión. Es notable que el valor máximo se alcanza a la presión intermedia (950 psi), superando los valores obtenidos a 800 psi y 1.100 psi.

A 540 °F, se observa una disminución en la ganancia de masa respecto a 520 ° F. Además, se mantiene el patrón donde la presión intermedia genera la mayor variación de masa, aunque las diferencias son menos pronunciadas.

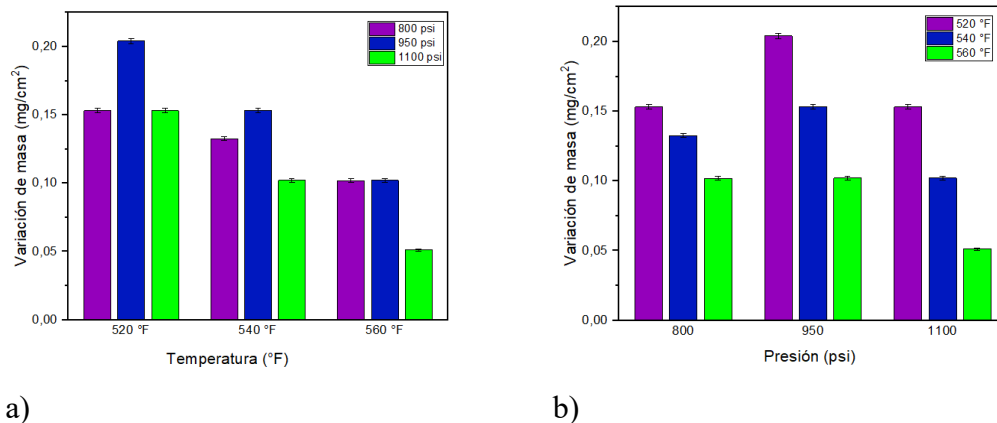
A 560 °F, los valores disminuyen, llegando a 0,10 mg/cm² a 800 psi, 0,10 mg/cm² a 950 psi y 0,05 mg/cm² a 1.100 psi. A esta temperatura, la presión de 1.100 psi muestra una reducción del 50 % respecto a las presiones inferiores.

Al comparar estos resultados con los obtenidos para el acero API N-80 en las mismas condiciones, se observan similitudes en el patrón, pero diferencias en la magnitud. El acero API N-80 muestra valores de ganancia de masa aproximadamente 5 - 10 % mayores que el API P-110 a temperaturas baja e intermedia (520 °F y 540 °F). Ambos aceros exhiben el mismo comportamiento no lineal respecto a la presión, con máximos a 950 psi.

La magnitud de la ganancia de masa es aproximadamente 1.000 veces mayor en presencia de H_2O comparado con el ambiente de CO_2 para el mismo material, reflejando la aceleración del proceso. El efecto de la temperatura es inverso al observado en CO_2 , asimismo, el efecto de la presión muestra un comportamiento no lineal con un máximo a 950 psi.

Figura 61

Temperatura vs variación de masa a 1 hora de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$. b) Presión vs variación de masa a 1 hora de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$.



a) En la figura 62 se puede observar el comportamiento del material de estudio expuesto durante 20 horas al ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$. A 520 °F, la variación de masa alcanza valores de 1,32 mg/cm² a 800 psi, 1,42 mg/cm² a 950 psi y 1,37 mg/cm² a 1.100 psi. Se mantiene el patrón donde la presión intermedia (950 psi) produce la mayor ganancia de masa, aunque con diferencias menos pronunciadas. A 540 °F, los valores disminuyen, no obstante, la presión intermedia sigue generando el máximo valor.

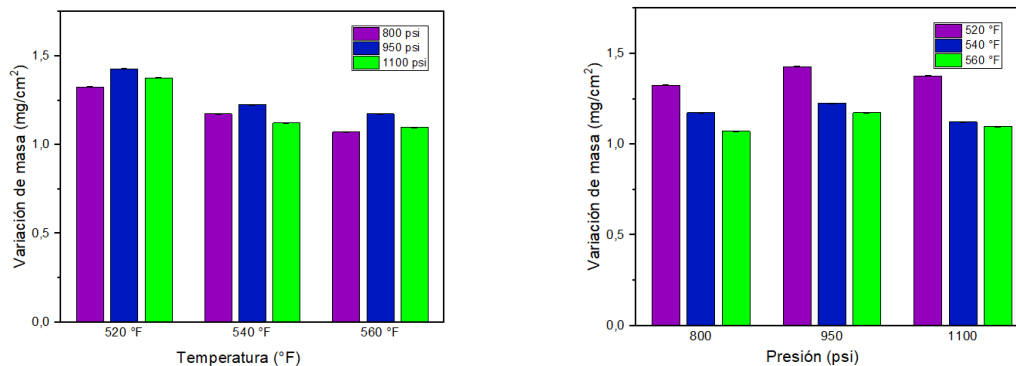
A 560 °F, continúa la tendencia decreciente de los valores de variación de masa. La diferenciación por presión se mantiene, con el máximo a 950 psi.

El incremento en la ganancia de masa es de aproximadamente 8 - 9 veces mayor que a 1 hora, indicando que el proceso continúa activo durante este período.

Comparando con el acero API N-80 a 20 horas bajo las mismas condiciones, el acero API P-110 muestra valores de ganancia de masa aproximadamente 15 - 20 % superiores a los del API N-80, contrario lo observado a 1 hora.

Figura 62

a) Temperatura vs variación de masa a 20 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$. b) Presión vs variación de masa a 20 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$.



a)

b)

Al analizar las gráficas de variación de masa para el acero API P-110 expuesto durante 50 horas al ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$, se observa que, a 520 °F, la variación de masa alcanza 1,42 mg/cm² a 800 psi, 1,53 mg/cm² a 950 psi y 1,47 mg/cm² a 1.100 psi. El patrón donde la presión intermedia (950 psi) genera el valor máximo se mantiene.

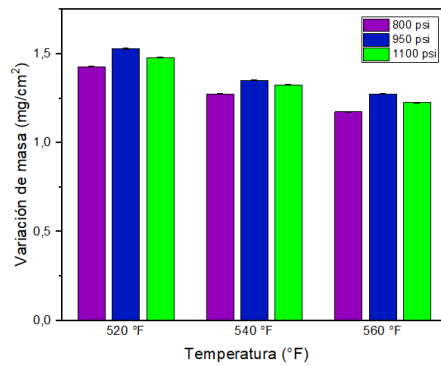
A 540 °F la presión intermedia continúa mostrando el valor máximo, aunque con diferencias menos marcadas de 5 % respecto a 800 psi y 4 % respecto a 1.100 psi.

A 560 °F, los valores disminuyen, no obstante, se mantiene el mismo patrón respecto a la presión.

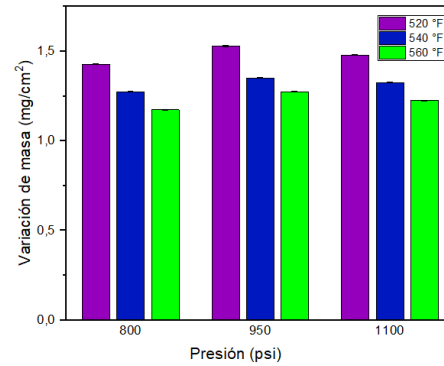
Al contrastar estos resultados con los del acero API N-80 a 50 horas bajo condiciones iguales, se evidencia que el acero API P-110 muestra valores de ganancia de masa aproximadamente 12 - 15 % superiores a los del API N-80, manteniendo la tendencia observada a 20 horas.

Figura 63

a) Temperatura vs variación de masa a 50 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$. b) Presión vs variación de masa a 50 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$.



a)

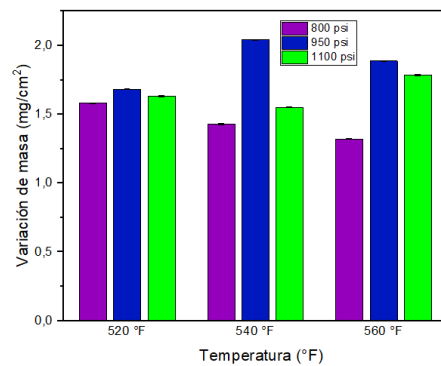


b)

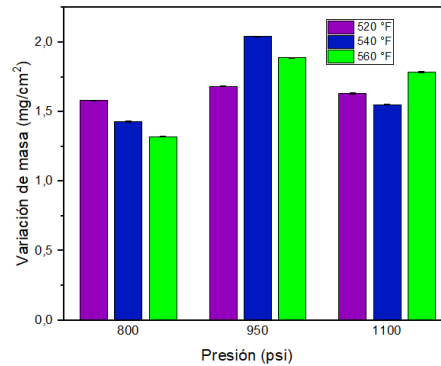
El comportamiento de la variación de masa para el acero API P-110 expuesto durante 120 horas al ambiente de estudio muestra que, a 520 °F, la variación de masa alcanza valores de 1,58 mg/cm² a 800 psi, 1,68 mg/cm² a 950 psi y 1,623 mg/cm² a 1.100 psi. A 540 °F el valor obtenido a la presión de 950 psi supera en un 46 % al valor a 800 psi y en un 32 % al valor a 1.100 psi. A 560°F, se mantiene el mismo patrón donde el valor alcanzado a la presión 950 psi es el mayor (figura 64).

Figura 64

a) Temperatura vs variación de masa a 120 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂ + H₂O. b) Temperatura vs variación de masa a 120 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂ + H₂O.



a)



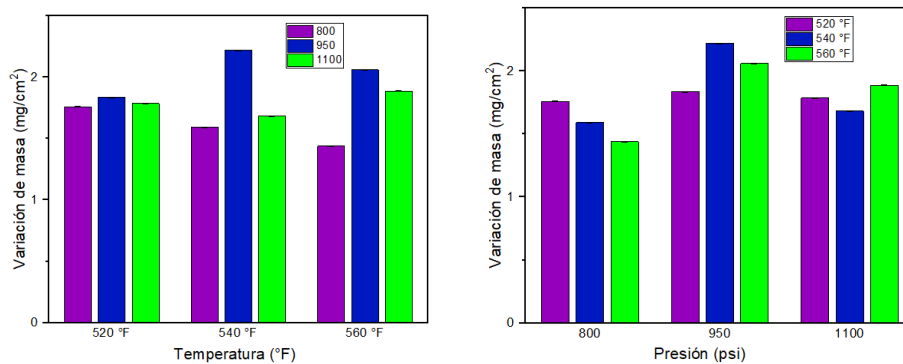
b)

Para las condiciones de 200 horas de exposición al ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$, se observa el mismo patrón identificado en tiempos menores, donde a 520 °F, las diferencias entre presiones siguen siendo moderadas (menos del 6 %), manteniendo el máximo a presión intermedia. A 540 °F, la presión intermedia continúa generando una variación de masa alta, superando en un 33 % al valor a 800 psi y en un 26 % al valor a 1.100 psi. Para la temperatura de 560 °F el patrón sigue manteniéndose.

Es importante destacar, que en el ambiente de CO_2 puro, la variación de masa máxima es de 0,00027 mg/cm^2 a 560°F/1.100 psi, mientras que en ambiente de $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$ alcanza 2,21 mg/cm^2 a 540°F/950 psi. Esto representa una diferencia de aproximadamente 8.000 veces, evidenciando el efecto acelerador del agua en el proceso corrosivo. Esta diferencia de comportamiento indica mecanismos de corrosión completamente distintos. Según Zheng et al. (2022), en CO_2 puro predomina un mecanismo de adsorción química directa y reacción en estado sólido, mientras que en $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$ se establece un sistema donde el ácido carbónico (H_2CO_3) formado acelera la disolución anódica del hierro.

Figura 65

a) Temperatura vs variación de masa a 200 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$. b) Presión vs variación de masa a 200 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$.



a)

b)

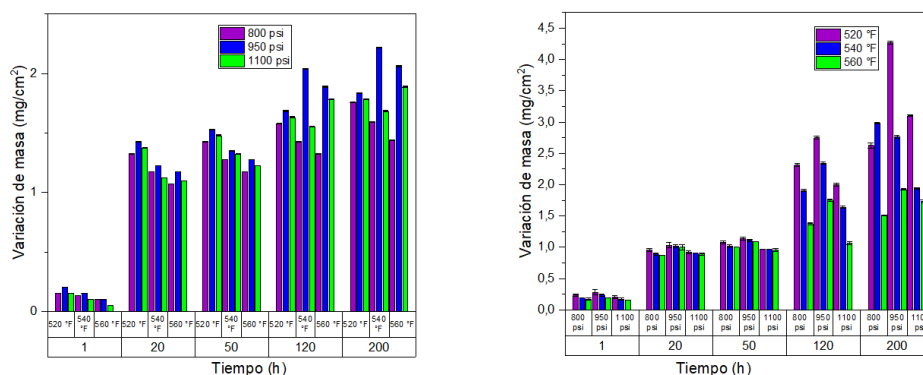
6.2.8. Efecto del tiempo sobre la variación de masa para el acero API P-110 en el ambiente CO₂ + H₂O.

El comportamiento del efecto de tiempo sobre la variación de masa para el acero API P-110 muestra 4 fases. En la fase inicial la ganancia de masa oscila entre $5,0 \times 10^{-2}$ - $2,0 \times 10^{-1}$ mg/cm² dependiendo de las condiciones, con valores máximos a 520 °F/950 psi. Desde este punto inicial se observa el efecto no lineal de la presión y el efecto inverso de la temperatura. Entre 1 y 20 horas, la ganancia de masa aumenta, alcanzando un rango de 1,09 - 1,42 mg/cm². De 20 a 50 horas, el incremento es más moderado, llegando a valores de 1,17 - 1,53 mg/cm², lo que representa alrededor de un aumento del 7 - 10 % respecto a los valores obtenidos a 20 horas. Entre 50 y 120 horas se produce un mayor incremento, alcanzando valores de 1,32 - 2,04 mg/cm², lo que supone un aumento del 10 - 35 % respecto a los valores a 50 horas. De 120 a 200 horas el incremento continúa, con valores de 1,43 - 2,21 mg/cm² según las distintas condiciones, lo que representa aumentos del 7 - 15 % respecto a 120 horas.

La comparación entre el comportamiento del acero API P-110 en ambientes de CO₂ puro y CO₂ + H₂O revela diferencias que subrayan el impacto crítico del vapor de agua en el proceso corrosivo. En CO₂, la variación de masa a 200 horas alcanza el valor de $2,7 \times 10^{-4}$ mg/cm², mientras que en presencia de agua este valor aumenta hasta 2,20 mg/cm², representando un incremento de aproximadamente 8.000 veces. Los efectos de las variables operativas también difieren, en ambiente seco, tanto temperatura como presión incrementan la variación de masa de manera relativamente lineal, mientras que en ambiente húmedo emergen comportamientos no lineales, con máximos a presiones intermedias (950 psi) y efectos de temperatura que varían según la presión y el tiempo de exposición (Robles et al., 2024). Estas diferencias reflejan mecanismos de corrosión distintos, un proceso predominantemente químico de adsorción directa en CO₂ puro, versus un proceso acelerado en presencia de vapor de agua (Sun et al., 2016).

Figura 66

a) Tiempo vs variación de masa con respecto a temperatura variable para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O$. b) Tiempo vs variación de masa con respecto a presión variable para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O$.



a)

b)

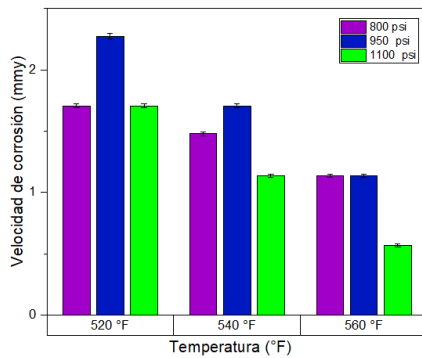
6.2.9. Efectos de las variables temperatura y presión sobre velocidad de corrosión para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O$.

El comportamiento observado para las variables temperatura y presión sobre velocidad de corrosión para el acero API P-110 muestra que, a 520 °F, la velocidad de corrosión varía con la presión. Es así como se registran valores de 1,70 mm/año a 800 psi, 2,27 mm/año a 950 psi y 1,70 mm/año a 1.100 psi. El valor máximo se alcanza a la presión intermedia. A 540 °F, se mantiene un comportamiento similar, 1,47 mm/año a 800 psi, 1,70 mm/año a 950 psi y 1,13 mm/año a 1.100 psi. La presión intermedia continúa mostrando el valor máximo. A 560 °F, los valores disminuyen presentando 1,13 mm/año a 800 psi, 1,13 mm/año a 950 psi y 0,56 mm/año a 1.100 psi (figura 67).

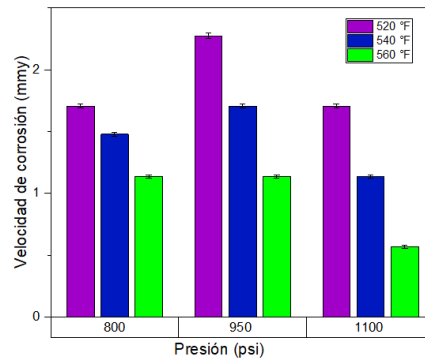
Al comparar estos resultados con el comportamiento del acero API N-80 bajo las mismas condiciones, se observan similitudes en el patrón general, pero con diferencias en la magnitud y en la sensibilidad a las variables. Las velocidades máximas son inferiores en el API P-110 (2,30 mm/año) comparadas con el API N-80 (2,43 mm/año).

Figura 67

a) *Temperatura vs velocidad de corrosión a 1 hora de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂+ H₂O.* b) *Presión vs velocidad de corrosión a 1 hora de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂+ H₂O.*



a)



b)

El comportamiento observado para el acero API P-110 expuesto durante 20 horas al ambiente de estudio muestra que, a 520 °F, la velocidad de corrosión alcanza valores de 0,73 mm/año a 800 psi, 0,79 mm/año a 950 psi y 0,76 mm/año a 1.100 psi. Se observa un patrón no lineal donde la presión intermedia genera el valor máximo. A 540 °F, se observa una disminución general en la velocidad de corrosión respecto a 520 °F, con valores de a 0,65 mm/año a 800 psi, 0,68 mm/año a 950 psi y 0,62 mm/año a 1.100 psi. La presión intermedia continúa mostrando el valor máximo. A 560 °F, los valores disminuyen, alcanzando 0,59 mm/año a 800 psi, 0,65 mm/año a 950 psi y 0,61 mm/año a 1.100 psi. El patrón no lineal respecto a la presión se mantiene.

Estos resultados revelan que, después de 20 horas de exposición, el acero API P-110 en ambiente CO₂ + H₂O presenta un comportamiento donde la presión ejerce un efecto no lineal, con un máximo a 950 psi para las temperaturas estudiadas, indicando la existencia de condiciones óptimas para la corrosión que no necesariamente corresponden a los valores extremos de las variables operativas.

Al comparar estos resultados con los obtenidos a 1 hora de exposición, se observa una reducción en los valores de velocidad de corrosión, lo que sugiere la formación de capas iniciales de productos de corrosión que comienzan a ofrecer cierta protección parcial.

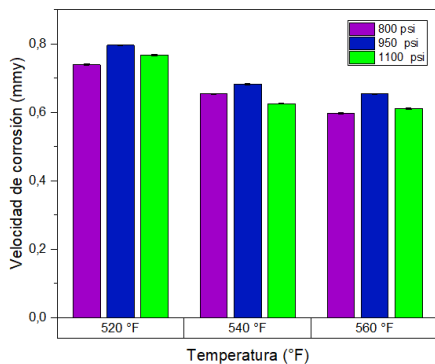
Al contrastar con el comportamiento del acero API P-110 expuesto a CO₂ puro durante 20 horas, se evidencian diferencias. La velocidad de corrosión del API P-110 en ambiente CO₂ + H₂O es del orden de 15.000 - 30.000 veces mayor que en CO₂ puro.

La diferencia de comportamiento entre ambos ambientes es atribuible a mecanismos de corrosión distintos. En CO₂ puro, predomina un proceso de adsorción química directa y reacción en fase sólida que potencialmente resulta en la formación de carbonatos metálicos estables y adherentes. En contraste, en CO₂ + H₂O, la formación de ácido carbónico (H₂CO₃) establece un sistema donde el H₂CO₃ se disocia parcialmente generando iones H⁺ que aceleran la disolución anódica del hierro.

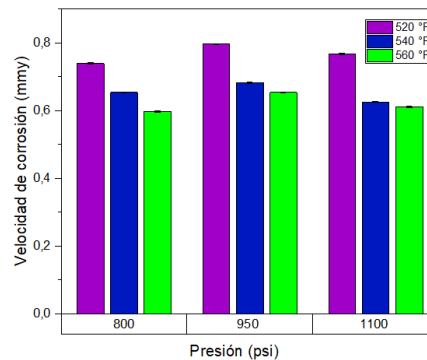
Para el acero API P-110 específicamente, estas diferencias son notables debido a su composición química y microestructura. Su mayor contenido de elementos de aleación y estructura martensítica modifican su comportamiento en presencia de vapor agua.

Figura 68

a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 20 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂+ H₂O. b) Temperatura vs velocidad de corrosión a 20 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂+ H₂O.



a)



b)

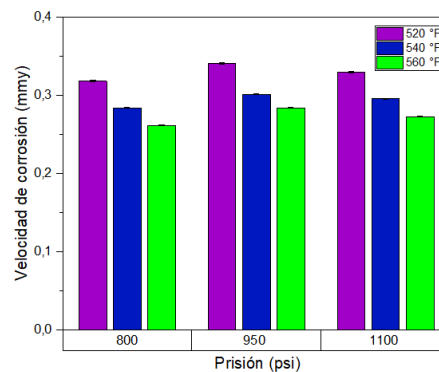
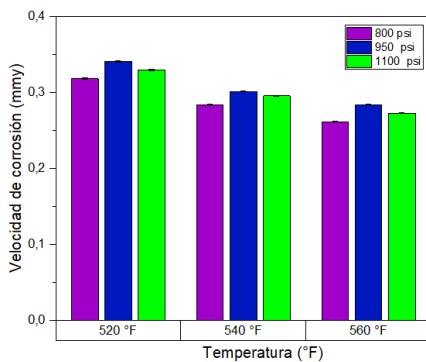
A 50 horas de exposición se revela un comportamiento diferenciado respecto a las observaciones a menores tiempos de exposición. A 520 °F, la velocidad de corrosión muestra valores de 0,31 mm/año a 800 psi, 0,34 mm/año a 950 psi y 0,32 mm/año a 1.100 psi. Se mantiene el comportamiento no lineal respecto a la presión, con la presión intermedia generando el valor máximo, que supera en un 9,7 % al valor obtenido a 800 psi y en un 6,3 % al registrado a 1.100 psi. Esta persistencia del comportamiento no lineal después de 50 horas de exposición revela que es un comportamiento característico del sistema, no una manifestación transitoria.

A 540 °F, los valores experimentan una reducción, registrando 0,28 mm/año a 800 psi, 0,30 mm/año a 950 psi y 0,29 mm/año a 1.100 psi. A 560 °F, se registran valores de 0,26 mm/año a 800 psi, 0,28 mm/año a 950 psi y 0,27 mm/año a 1.100 psi. Al contrastar estos resultados con el comportamiento del mismo acero API P-110 expuesto al ambiente de CO₂ puro durante 50 horas, se observa que la velocidad de corrosión máxima registrada es de 0,000023 mm/año (a 560 °F/1.100 psi), mientras que en CO₂ + H₂O alcanza 0,34 mm/año (a 520 °F/950 psi), representando un incremento de aproximadamente 14.800 veces. En ambiente seco, la velocidad aumenta con la temperatura y la presión de forma relativamente lineal, contrario al comportamiento en presencia de vapor de agua donde se observa una relación inversa con la temperatura y un máximo a presión intermedia (Wei et al., 2022). Esta diferencia evidencia mecanismos de corrosión distintos, un proceso limitado de adsorción directa en CO₂ puro en contraste con un sistema acelerado en presencia de vapor de agua, donde la formación de ácido carbónico (H₂CO₃) cataliza la disolución anódica del hierro,

generando productos de corrosión con menor capacidad protectora (Li et al., 2024; Robles et al., 2024).

Figura 69

a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 50 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O$. b) Presión vs velocidad de corrosión a 50 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O$.



a)

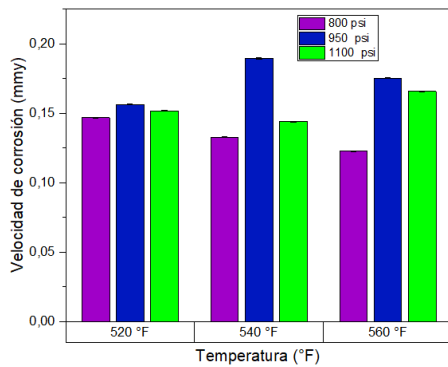
b)

Para 120 horas de exposición se observa que, a 520 °F, la velocidad de corrosión registra valores de $1,67 \times 10^{-1}$ mm/año a 800 psi, $1,56 \times 10^{-1}$ mm/año a 950 psi y $1,51 \times 10^{-1}$ mm/año a 1.100 psi. Se mantiene el patrón no lineal respecto a la presión, con la presión intermedia generando el valor máximo. A 540 °F, se observa valores de $1,32 \times 10^{-1}$ mm/año a 800 psi, $1,89 \times 10^{-1}$ mm/año a 950 psi y $1,44 \times 10^{-1}$ mm/año a 1.100 psi. A 560 °F, los valores registrados son $1,22 \times 10^{-1}$ mm/año a 800 psi, $1,75 \times 10^{-1}$ mm/año a 950 psi y $1,65 \times 10^{-1}$ mm/año a 1.100 psi. Comparando con los resultados a 50 horas, se evidencia una reducción promedio del 52,7 % en la velocidad de corrosión, aunque con variaciones según las condiciones específicas.

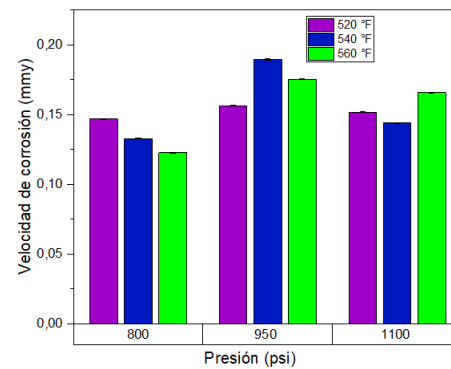
En ambiente seco, la velocidad de corrosión máxima es de $1,5 \times 10^{-5}$ mm/año (a 540 °F/1.100 psi), mientras que en $CO_2 + H_2O$ alcanza $1,89 \times 10^{-1}$ mm/año (a 540 °F/950 psi), representando un incremento de aproximadamente 12.600 veces.

Figura 70

a) *Temperatura vs velocidad de corrosión a 120 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂+ H₂O.* b) *Presión vs velocidad de corrosión a 120 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂+ H₂O.*



a)



b)

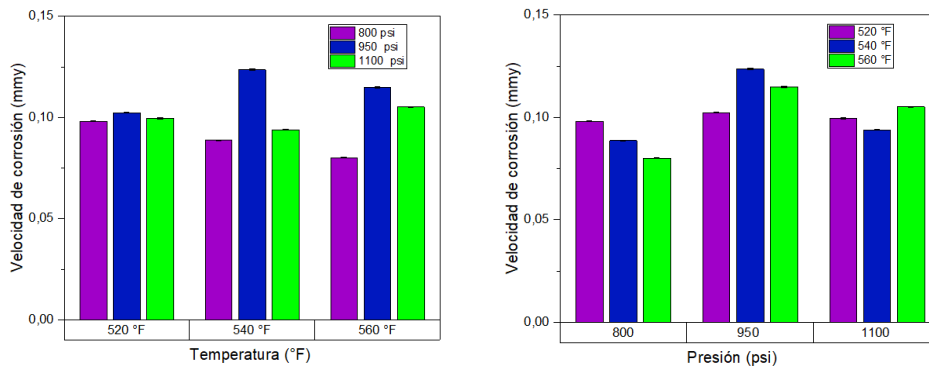
Finalmente, a 200 horas de exposición se consolida el comportamiento observado a tiempos menores. A 520 °F, la velocidad de corrosión registra valores de 0,098 mm/año a 800 psi, 0,102 mm/año a 950 psi y 0,099 mm/año a 1.100 psi. El patrón no lineal respecto a la presión persiste, con la presión intermedia generando el valor máximo. A 540 °F, se observa una variación importante, con valores de 0,087 mm/año a 800 psi, 0,123 mm/año a 950 psi y 0,093 mm/año a 1.100 psi. A 560 °F, los valores registrados son 0,080 mm/año a 800 psi, 0,114 mm/año a 950 psi y 0,105 mm/año a 1.100 psi.

Comparando con los resultados a 120 horas, se evidencia una reducción en la velocidad de corrosión que oscila entre el 33,3 % (a 520 °F/800 psi) y el 34,1 % (a 540 °F/950 psi). Esta disminución relativamente uniforme sugiere que, después de períodos prolongados de exposición, el proceso de formación de productos de corrosión alcanza cierta estabilidad, aunque sin llegar a detener completamente el avance de la corrosión (Li et al., 2024). Es particularmente relevante la persistencia de los patrones no lineales respecto a la presión y la temperatura después de 200 horas de exposición, indicando que estos comportamientos no

son fenómenos transitorios, sino características del sistema a largo plazo (Wei et al., 2022; Zhang et al., 2025).

Figura 71

a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 200 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O$. b) Presión vs velocidad de corrosión a 200 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O$.



a)

b)

6.2.10. Efecto del tiempo sobre la velocidad de corrosión para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O$.

El efecto del tiempo sobre la velocidad de corrosión para el acero API P-110 revela un comportamiento cinético con fases diferenciadas que definen la evolución del proceso corrosivo.

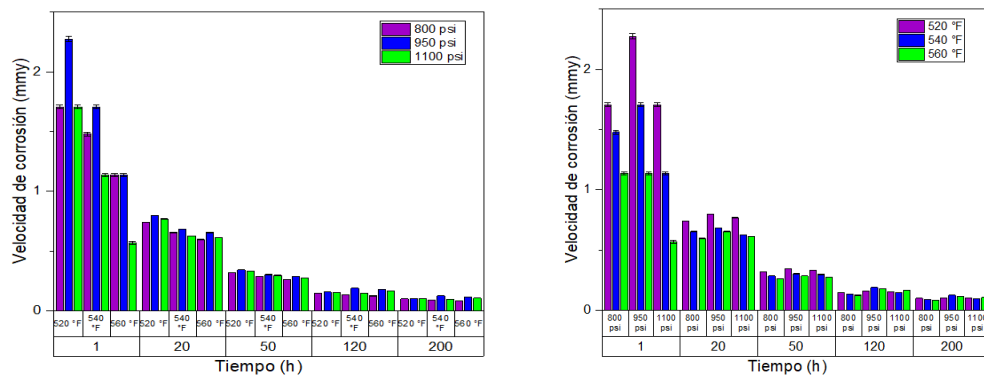
En la etapa inicial de exposición (1 hora), se registran las velocidades de corrosión más elevadas, alcanzando valores máximos de 2,27 mm/año (520 °F/950 psi). Entre 1 y 20 horas se produce una reducción en la velocidad de corrosión, con valores que descienden hasta el rango de 0,59 - 0,79 mm/año, lo que representa una disminución de aproximadamente 65 - 70 % respecto a los valores iniciales. Lo anterior, sugiere la formación de capas iniciales de productos de corrosión que comienzan a ejercer un efecto barrera, limitando parcialmente

el acceso del medio corrosivo a la superficie metálica. Entre 20 y 50 horas continúa la reducción en la velocidad de corrosión, aunque a un ritmo menor, alcanzando valores de 0,26 - 0,34 mm/año, lo que representa una disminución de aproximadamente 56 - 58% respecto a los valores a 20 horas. Entre 50 y 120 horas se observa un comportamiento divergente donde se sugiere transformaciones en las capas de productos previamente formadas, con posibles cambios en su morfología, composición o propiedades protectoras.

Finalmente, entre 120 y 200 horas, la velocidad de corrosión continúa disminuyendo, alcanzando valores de 0,080 - 0,123 mm/año, obteniéndose una reducción de aproximadamente 33 - 35% respecto a los valores a 120 horas. Es notable que, después de 200 horas de exposición, la velocidad de corrosión representa solo el 4,0 - 5,5 % de los valores iniciales a 1 hora, lo que sugiere la formación de capas de productos con capacidad protectora significativa, aunque no completa, como fue posible confirmar en las secciones siguientes de Análisis de Microscopía Electrónica de Barrido y Espectroscopía Fotoelectrónica de Rayos X.

Figura 72

a) Tiempo vs velocidad de corrosión con respecto a temperatura variable para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O$. b) Tiempo vs velocidad de corrosión con respecto a presión variable para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O$.



a)

b)

6.2.11. Análisis de metalografía para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}$.

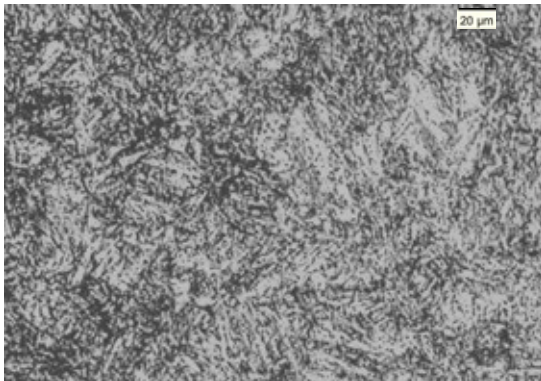
La micrografía conserva la microestructura martensítica inicial del acero API P-110, con modificaciones controladas. Se observa martensita en listones que mantiene su morfología acicular característica, aunque con ligero engrosamiento y coalescencia de carburos atribuible a la exposición térmica prolongada a 560 °F durante 200 horas.

Asimismo, la estructura presenta reorganización de precipitados con mayor definición de bordes de listón comparada con el ambiente CO_2 , sugiriendo que la presencia de vapor de agua facilita procesos difusionales que permiten relajación de tensiones sin compromiso estructural severo (figura 73). Se evidencia ausencia de ataque corrosivo localizado o descohesión intergranular.

La reducción de dureza desde 74.5 HRA inicial hasta 62.1 es consistente con las observaciones microestructurales y los mecanismos de corrosión identificados. La pérdida comparada con CO_2 puro refleja el efecto acelerador del vapor de agua en los procesos difusionales térmicos.

Figura 73

Micrografía Acero API P-110 después de la exposición al ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}$, 560 °F/1.100 psi/200h.



6.2.12. Análisis de Microscopía Electrónica de Barrido para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}$.

La micrografía inicial revela distribución irregular de fases sobre la superficie del acero API P-110. Se observan depósitos puntuales de productos de corrosión. La siguiente imagen ampliada muestra tres zonas diferenciadas, indicando variación composicional en los productos formados. La zona 1 presenta predominancia de picos de hierro con presencia de oxígeno, consistente con óxidos de hierro (FeO , Fe_3O_4) como productos primarios. La ausencia de carbono sugiere oxidación directa sin carbonatación significativa en esta región. La zona 2 presenta una distribución equilibrada de hierro, oxígeno y presencia de carbono, indicando coexistencia de óxidos y carbonatos (FeCO_3). Finalmente, la zona 3 presenta alta intensidad de hierro con menor contenido de oxígeno, sugiriendo sustrato metálico parcialmente transformado o productos con menor grado de oxidación (figura 74).

La vista transversal muestra una morfología globular de productos de corrosión con estructura porosa (figura 75). La sección transversal observada muestra distribución de espesor variable con continuidad parcial y estructura heterogénea. La morfología irregular podría indicar que en el acero API P-110, la capa de los productos formados es menos protectora que en el acero API N-80.

Figura 74

Zona superficial acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi 200x. A) 2000x B) 10000 x

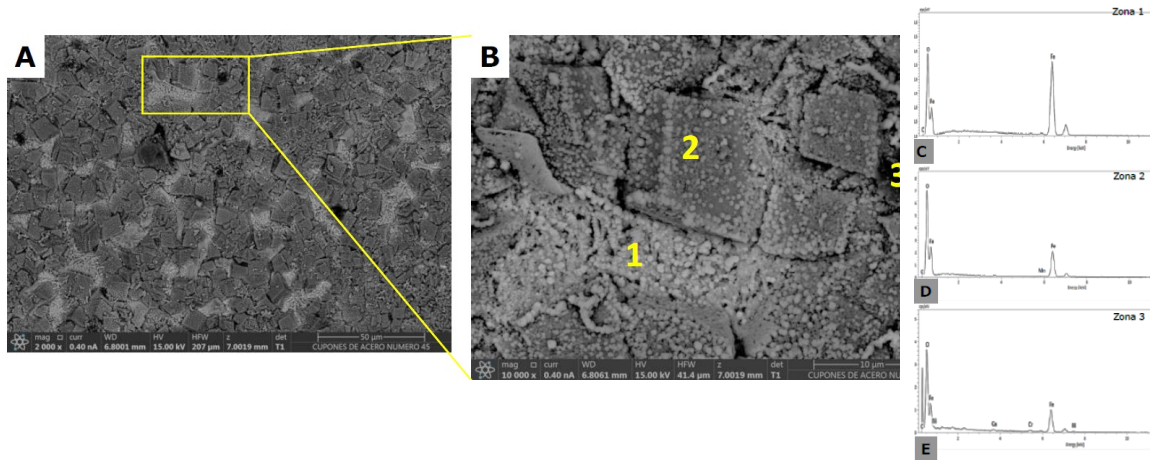
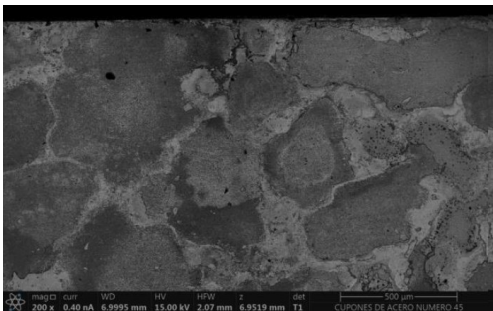
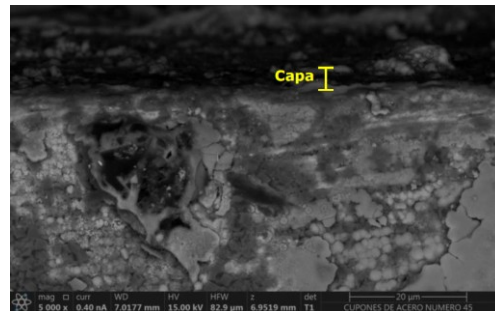


Figura 75

a) Zona transversal acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi 200x. b) Zona transversal acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi 5000x.



a)



b)

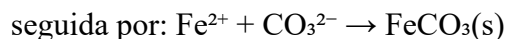
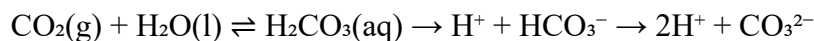
6.2.13. Análisis de Difracción de Rayos X y mecanismos de corrosión para el acero API N-80 en el ambiente CO₂+H₂O.

Los difractogramas obtenidos revelan un sistema más complejo que el observado en ambiente CO₂, confirmando el efecto del vapor de agua en los mecanismos de corrosión (figura 76). La detección de carbonato de hierro, identificado por sus picos característicos, constituye el hallazgo más significativo. La presencia de FeCO₃ a 200 horas/520 °F en

ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}$, confirma que el vapor de agua actúa como catalizador para la carbonatación del hierro. Por otro lado, la identificación de óxido ferroso indica procesos de oxidación en condiciones de baja actividad de oxígeno. Asimismo, el óxido Fe_3O_4 aparece como producto intermedio en la secuencia de oxidación, manteniendo su relevancia en el ambiente húmedo.

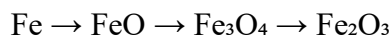
Por otra parte, la presencia de óxido férrico Fe_2O_3 indica oxidación completa del hierro en regiones donde la actividad del agua y las condiciones termodinámicas favorecen la formación de especies Fe^{3+} . El sustrato base mantiene su presencia, aunque con intensidades variables según las condiciones de exposición.

La presencia confirmada de FeCO_3 a 200 horas en el ambiente de estudio valida el mecanismo de acidificación controlada propuesto. La secuencia de reacciones:



procede bajo estas condiciones, contrastando con la ausencia de FeCO_3 en ambiente CO_2 a tiempos equivalentes.

La coexistencia de FeO , Fe_3O_4 y Fe_2O_3 evidencia un mecanismo de oxidación escalonada donde el vapor de agua participa tanto como agente oxidante como medio de transporte para especies iónicas:

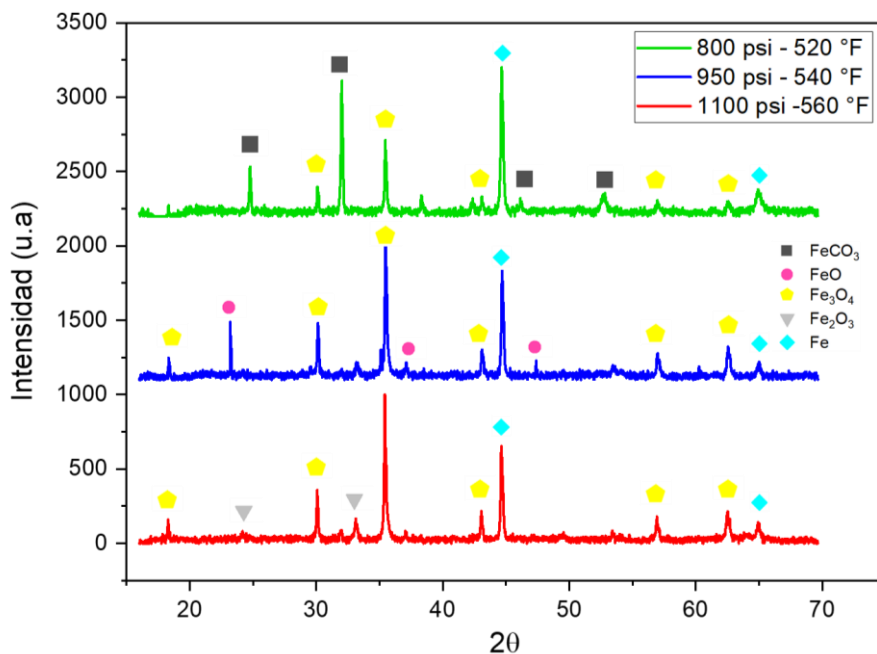


Esta secuencia de oxidación es facilitada por las condiciones de alta temperatura que promueven la disociación parcial del vapor de agua y la movilidad iónica necesaria para las transformaciones de fase.

Esta caracterización establece que el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}$ genera un sistema de corrosión fundamentalmente diferente del CO_2 , donde la presencia de vapor de agua no solo acelera los procesos corrosivos, sino que también modifica cualitativamente los productos formados.

Figura 76

Difractograma acero API N-80 expuesto a 200 horas de exposición.



6.2.14. Análisis de Espectroscopía Fotoelectrónica de Rayos X y mecanismos de corrosión para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$.

El espectro C1s presenta tres componentes principales que proporcionan información crítica sobre los productos carbonáceos formados durante el proceso de corrosión. El pico a 284,80 eV corresponde al carbono adventicio. El componente a 286,41 eV indica la presencia de enlaces C-O asociados con grupos hidroxilo y especies oxigenadas adsorbidas. El pico a 288,40 eV corresponde a carbonatos, específicamente carbonato de hierro (FeCO_3), confirmando que este compuesto constituye el producto de corrosión dominante bajo las condiciones experimentales. La intensidad relativa de este pico, que representa aproximadamente el 60 % del área total del espectro, indica que la carbonatación del hierro es el proceso predominante, validando el mecanismo clásico de corrosión por CO_2 donde la reacción $\text{Fe} + \text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{FeCO}_3 + \text{H}_2$ constituye la ruta principal de degradación material.

El análisis del espectro O1s revela la especiación de oxígeno superficial, con cuatro componentes diferenciados que indican la coexistencia de múltiples fases de productos de corrosión. El pico a 530,10 eV corresponde a óxidos metálicos, principalmente Fe_2O_3 y Fe_3O_4 , formados mediante oxidación directa del hierro. El componente a 531,28 eV se atribuye a hidróxidos y oxihidróxidos de hierro, particularmente FeOOH , que representan fases intermedias en la secuencia de oxidación del hierro. El pico a 532,25 eV indica la presencia de agua adsorbida y grupos hidroxilo superficiales, evidenciando la hidratación activa de la superficie metálica. El componente a 533,66 eV corresponde a carbonatos (CO_3^{2-}), confirmando que el FeCO_3 es la fase predominante en la capa de productos de corrosión a 200 horas de exposición.

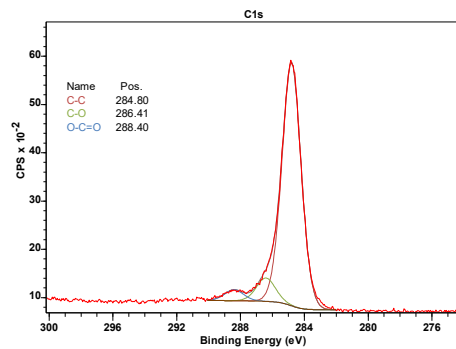
La distribución de intensidades en el espectro O1s proporciona datos muy importantes del proceso de corrosión. La predominancia del pico de carbonatos a 533,66 eV sugiere que bajo las condiciones de alta temperatura evaluadas (560 °F), la formación de FeCO_3 es termodinámicamente favorecida sobre otros productos de corrosión, lo que explica la estabilización de las velocidades de corrosión observada en los estudios cinéticos a tiempos prolongados. Esta observación es consistente con los diagramas de estabilidad termodinámica que predicen que el FeCO_3 se vuelve más estable a temperaturas elevadas, proporcionando una barrera difusional efectiva que reduce la velocidad de corrosión posterior.

El espectro Fe2p exhibe la complejidad característica del hierro en múltiples estados de oxidación, con picos que revelan tanto Fe^{2+} como Fe^{3+} en la superficie analizada. El pico a 710,21 eV corresponde al hierro en estado +2, presente principalmente en FeO y FeCO_3 , mientras que el componente a 711,52 eV indica hierro en estado +3 asociado con Fe_2O_3 y FeOOH .

El espectro Mn2p revela información crítica sobre el comportamiento de los elementos aleantes presentes en el acero API P-110. Los picos a 641,42 eV y 652,94 eV corresponden al manganeso en estado +2, presente como MnO y posiblemente MnCO_3 .

Figura 77

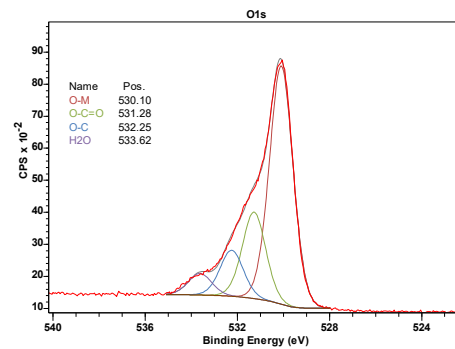
Espectro de alta resolución C1s acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi.



CasaXPS (This string can be edited in CasaXPS.DEF/PrintFootNote.txt)

Figura 78

Espectro de alta resolución O1s acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi.



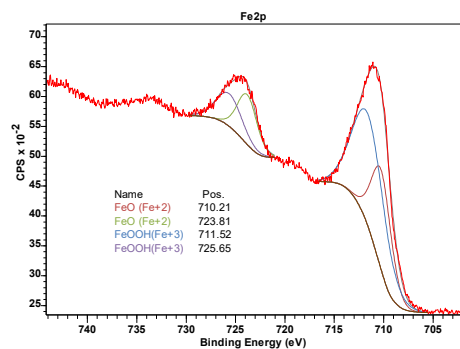
CasaXPS (This string can be edited in CasaXPS.DEF/PrintFootNote.txt)

Figura 79

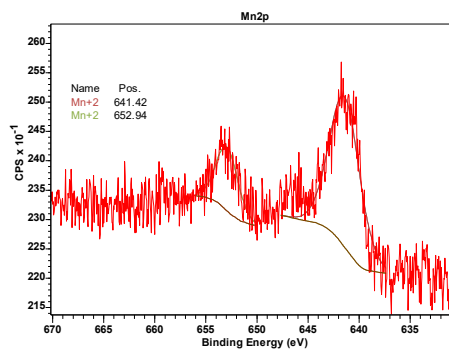
Espectro de alta resolución Fe2p acero al carbono API P110 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi.

Figura 80

Espectro de alta resolución Mn2p acero al carbono API P110 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi.



CasaXPS (This string can be edited in CasaXPS.DEF/PrintFootNote.txt)



CasaXPS (This string can be edited in CasaXPS.DEF/PrintFootNote.txt)

6.2.15. Análisis de Espectroscopía Fotoelectrónica de Rayos X y mecanismos de corrosión para el acero API N-80 en el ambiente CO₂+H₂O.

Los resultados obtenidos para el acero API N-80 bajo condiciones idénticas de exposición revelan diferencias en los mecanismos de formación de productos de corrosión comparado con el acero API P-110, estableciendo correlaciones en especiación química superficial que explican los comportamientos cinéticos diferenciados observados en las secciones anteriores del presente capítulo.

El análisis comparativo del espectro C1s muestra que ambos materiales presentan posiciones energéticas similares para las especies carbonáceas formadas. El pico de carbono adventicio aparece a 284,80 eV en ambos aceros. Los enlaces carbono-oxígeno se localizan a 287,80 eV en API N-80 versus 286,41 eV en API P-110, representando una diferencia de +1,39 eV que indica un entorno químico ligeramente diferente para estos enlaces. El pico de carbonatos muestra la diferencia mayor apareciendo a 288,62 eV en API N-80 comparado con 288,40 eV en API P-110, con un desplazamiento de +0,22 eV hacia energías superiores.

El espectro O1s revela diferencias más pronunciadas entre ambos materiales, evidenciando mecanismos de corrosión diferentes. En API N-80, los óxidos metálicos aparecen a 530,24 eV versus 530,10 eV en API P-110, los carbonatos se localizan a 531,51 eV comparado con 533,62 eV en API P-110, los hidróxidos a 532,45 eV versus 532,25 eV, y el agua adsorbida a 533,73 eV comparado con 532,25 eV en API P-110. La diferencia más crítica radica en la posición energética de los carbonatos, que aparecen 2,11 eV más bajos en

API N-80 (531,51 eV) comparado con API P-110 (533,62 eV). Esta diferencia energética indica que los carbonatos formados en API N-80 presentan menor estabilidad termodinámica y diferente coordinación química, sugiriendo una estructura más defectuosa o amorfa que los carbonatos cristalinos estables formados en API P-110. La detección de FeCO_3 mediante XPS en el acero API N-80 a 560 °F/1.100 psi/200 h, no observada en los difractogramas DRX bajo las mismas condiciones, es coherente con la naturaleza complementaria de ambas técnicas. La ausencia de picos de FeCO_3 en el difractograma a 560 °F indica que este compuesto se encuentra en una proporción inferior al límite de detección de la técnica o con un grado de ordenamiento cristalino reducido, condición favorecida por la alta temperatura generando estructuras de menor cristalinidad.

La distribución de intensidades en el espectro O1s también revela diferencias mecanísticas fundamentales. En API N-80, la aparición de carbonatos a energía intermedia (531,51 eV) junto con la presencia significativa de hidróxidos a 532,45 eV indica que coexisten múltiples rutas de corrosión, incluyendo hidratación directa del hierro oxidado y carbonatación competitiva. En contraste, el acero API P-110 muestra carbonatos a la energía más alta (533,62 eV), indicando que la carbonatación representa la ruta termodinámicamente preferida y que los carbonatos formados son más estables y protectores.

El análisis del espectro Fe2p confirma estas diferencias mecanísticas a través de la especiación de hierro. El acero API N-80 presenta picos de Fe^{2+} a 710,59 eV y 724,19 eV, y Fe^{3+} a 712,02 eV y 726,13 eV, mientras que API P-110 muestra Fe^{2+} a 710,21 eV y 723,81 eV, y Fe^{3+} a 711,52 eV y 725,65 eV. Las diferencias energéticas son menores pero consistentes, con API N-80 mostrando desplazamientos hacia energías ligeramente superiores que sugieren un entorno químico diferente para los iones hierro. La distribución de intensidades relativas indica que API N-80 presenta mayor proporción de hierro en estado +3, evidenciando que la oxidación completa del hierro hasta Fe^{3+} seguida de hidratación constituye una ruta competitiva importante, mientras que API P-110 favorece la estabilización del hierro en estado +2 mediante carbonatación directa.

La ausencia de detección clara de manganeso en el espectro de API N-80, contrastando con los picos definidos a 641,42 eV y 652,94 eV en API P-110, sugiere

diferencias en la distribución o concentración superficial de este elemento aleante. Esta diferencia puede indicar que en API N-80, el manganeso permanece en el bulk del material o se redistribuye de manera diferente durante el proceso de corrosión, mientras que en API P-110, el manganeso migra hacia la superficie y participa activamente en la formación de productos de corrosión.

Figura 81

Espectro de alta resolución C1s acero al carbono API N-80 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi.

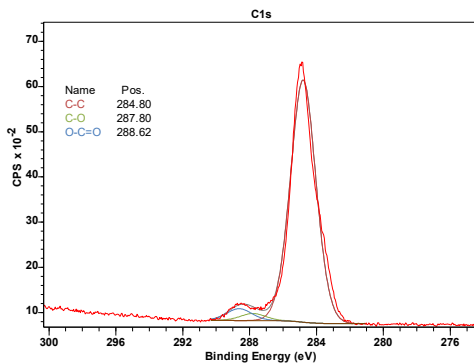


Figura 82

Espectro de alta resolución O1s acero al carbono API N-80 expuesto a condiciones de 200 h/560 F°/1.100 psi.

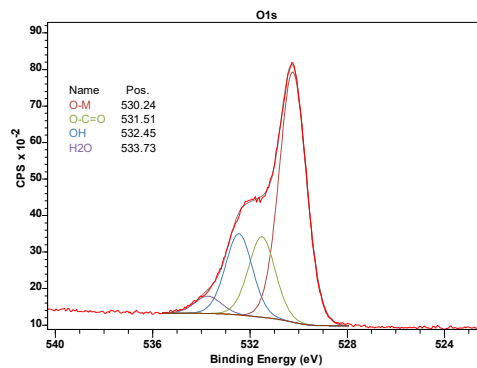
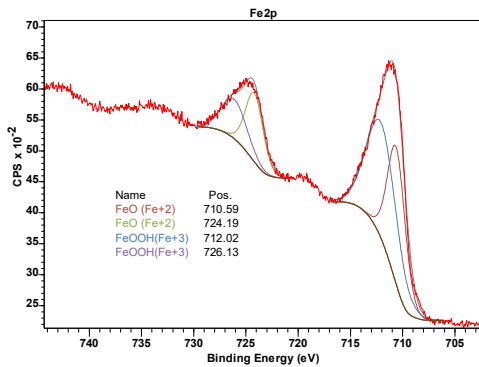


Figura 83

Espectro de alta resolución Fe2p acero al carbono API N-80 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi



6.2.16. Conclusiones Capitulo 2.

- La presencia de vapor de agua transformó el comportamiento corrosivo respecto al ambiente de CO₂ puro, generando variaciones de masa aproximadamente 1.000 veces mayores a tiempos equivalentes e invirtiendo los patrones de respuesta a las variables termodinámicas. El efecto de la temperatura pasó de ser activador en el ambiente de CO₂ a exhibir un efecto inverso. A 1 h de exposición, el acero API N-80 registró velocidades de corrosión de 1,74 mm/año a 520 °F/800 psi, 1,56 mm/año a 540 °F/800 psi y 1,39 mm/año a 560 °F/800 psi. El efecto de la presión cambió de lineal a no lineal con máximos a 950 psi. A 1 h/520 °F, el API N-80 alcanzó 2,43 mm/año a 950 psi, superando en un 47 % al valor a 800 psi (1,74 mm/año) y en un 16 % al valor a 1.100 psi (2,08 mm/año), patrón que persistió hasta las 200 h como comportamiento característico del sistema, no transitorio. Para el acero API P-110, la velocidad máxima a 1 h fue de 2,27 mm/año a 520 °F/950 psi, levemente inferior a la del acero API N-80, con el mismo patrón no lineal de presión. A tiempos prolongados (120 - 200 h), el acero API N-80 alcanzó valores entre 0,071 y 0,108 mm/año y el acero API P-110 entre 0,080 y 0,189 mm/año, valores que representan entre el 4,0 y 5,5 % de las velocidades iniciales.

- La cinética de corrosión en presencia de vapor de agua siguió un patrón de disminución progresiva diferente al observado en el ambiente de CO₂ puro. Para el acero API N-80, la fase de activación (0 - 1 h) registró la velocidad máxima de 2,43 mm/año a 540 °F/950 psi, representando un incremento de aproximadamente 4.600 veces respecto al máximo de ambiente de CO₂ puro; entre 1 y 20 h se produjo una reducción del 80 - 85 %, con velocidades descendiendo a 0,35 - 0,44 mm/año; entre 20 y 50 h la reducción fue del 55 - 60 %; entre 50 y 120 horas la velocidad continuó descendiendo un 40 - 45 %; y de 120 a 200 horas los valores se situaron entre 0,071 y 0,073 mm/año. Para el acero API P-110, el máximo fue de 2,27 mm/año a 520 °F/950 psi/1 h, con reducción del 65 - 70 % a 20 horas (0,59 - 0,79 mm/año), del 56 - 58 % adicional a 50 horas (0,26 - 0,34 mm/año), y estabilización final entre 0,080 y 0,123 mm/año a 200 horas, representando el 4,0 - 5,5 % de los valores iniciales. A 50 h, la velocidad del acero API P-110 en CO₂ + H₂O (0,34 mm/año a 520 °F/950 psi) fue aproximadamente 14.800 veces mayor que la del mismo acero en CO₂ puro a condiciones equivalentes.

- Los análisis realizados a través de las técnicas de caracterización DRX y XPS, permitieron establecer mecanismos de corrosión diferentes a los del CO₂ puro. A través de los análisis de DRX del acero API N-80 fue posible confirmar la presencia simultánea de FeCO₃, FeO, Fe₃O₄ y Fe₂O₃, evidenciando un mecanismo de oxidación escalonada $Fe \rightarrow FeO \rightarrow Fe_3O_4 \rightarrow Fe_2O_3$ en el que el vapor de agua actúa como agente oxidante y medio de transporte iónico, y un mecanismo paralelo de acidificación $CO_2 + H_2O \rightleftharpoons H_2CO_3 \rightarrow H^+ + HCO_3^- \rightarrow Fe^{2+} + CO_3^{2-} \rightarrow FeCO_3$. Asimismo, a través del análisis de XPS del acero API P-110 se identificó C1s a 288,40 eV (FeCO₃), O1s con componentes a 530,10 eV (Fe₂O₃/Fe₃O₄), 531,28 eV (FeOOH), 532,25 eV (agua adsorbida/hidroxis), 533,66 eV (CO₃²⁻), y Fe2p con Fe²⁺ a 710,21 eV y Fe³⁺ a 711,52 eV, además del doblete Mn2p a 641,42 eV y 652,94 eV confirmando carbonatos mixtos (Fe,Mn)CO₃. El análisis XPS del acero API N-80 reveló que los carbonatos aparecen a 531,51 eV, por debajo del acero API P-110, indicando menor estabilidad termodinámica, estructura más defectuosa y mayor

proporción de Fe^{3+} (picos a 712,02 eV y 726,13 eV), con ausencia de manganeso detectable en superficie, confirmando que en el acero API N-80 la hidratación directa del hierro oxidado compite activamente con la carbonatación como ruta de degradación.

- Ambos aceros respondieron al ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$ con el mismo patrón de disminución progresiva de velocidad de corrosión y con el mismo patrón no lineal de presión con máximos a 950 psi. En lo relacionado directamente a velocidad de corrosión, el acero API N-80 registró valores máximos ligeramente superiores (2,43 mm/año a 520 °F/950 psi/1 h) frente al acero API P-110 (2,27 mm/año a 520 °F/950 psi/1 h), y a 20 horas las velocidades del acero P-110 (0,59 - 0,79 mm/año) superaron a las del API N-80 (0,31 - 0,44 mm/año) en el rango de condiciones estudiadas, lo que indica que el API P-110 mantiene una cinética corrosiva más elevada en la fase de transición. El análisis SEM a 200 h/560 °F/1.100 psi diferenció las morfologías de capa. El acero API N-80 formó una estructura bicapa con interfaz bien definida, crecimiento controlado sin penetración intergranular y ataque uniforme confirmado por la ausencia de penetraciones localizadas; el acero API P-110 desarrolló una morfología globular porosa con espesor variable, indicando una capa menos protectora que la del N-80 en este ambiente. Por otro lado, el acero API P-110 redujo su dureza de 74,5 a 62,1 HRA a 200 h/560 °F/1.100 psi, caída superior a la observada en CO_2 puro y atribuida al efecto del vapor de agua sobre los procesos difusionales térmicos; de igual forma el acero API N-80 registró una pérdida de dureza del 13,9 % con respecto a su valor inicial. El elemento diferenciador más relevante fue establecido a través de los resultados obtenidos en el análisis XPS. El acero API P-110 forma carbonatos estables (CO_3^{2-} a 533,62 eV) con participación del manganeso (Mn2p a 641,42 y 652,94 eV) que favorecen la estabilización cinética a tiempos prolongados, mientras que el API N-80 forma carbonatos de menor estabilidad termodinámica (CO_3^{2-} a 531,51 eV) con mayor proporción de Fe^{3+} y ausencia de manganeso superficial, haciendo de la hidratación directa una ruta competitiva activa.

6.3. Capítulo 3: Ambiente de dióxido de carbono-vapor de agua – nitrógeno

6.3.1. Efecto de las variables temperatura y presión sobre variación de masa para el acero API N-80.

El comportamiento para el acero API N-80 expuesto durante 1 hora al ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2$ muestra que, a 520 °F, la variación de masa presenta una clara dependencia de la presión, registrando valores de 0,265 mg/cm^2 a 800 psi, 0,328 mg/cm^2 a 950 psi y 0,296 mg/cm^2 a 1.100 psi. Es notable el comportamiento no lineal, donde la presión intermedia (950 psi) genera el valor máximo. A 540 °F, se observa una disminución generalizada en la variación de masa, con valores de 0,203 mg/cm^2 a 800 psi, 0,296 mg/cm^2 a 950 psi y 0,265 mg/cm^2 a 1.100 psi. La presión intermedia mantiene su condición de máximo valor. Finalmente, a 560 °F, la tendencia decreciente continúa, alcanzando valores de 0,140 mg/cm^2 a 800 psi, 0,203 mg/cm^2 a 1.100 psi y 0,171 mg/cm^2 a 1.100 psi. Se mantiene el patrón no lineal respecto a la presión, aunque con algunas variaciones en las proporciones relativas.

El análisis en función de la temperatura muestra un efecto inverso, donde la variación de masa disminuye al aumentar la temperatura para todas las presiones estudiadas (figura 83a). La representación en función de la presión permite visualizar con mayor claridad el comportamiento no lineal, con máximos definidos a 950 psi para todas las temperaturas estudiadas (figura 83b). Esta consistencia en el patrón sugiere que existe una presión óptima para el proceso corrosivo, independientemente de la temperatura.

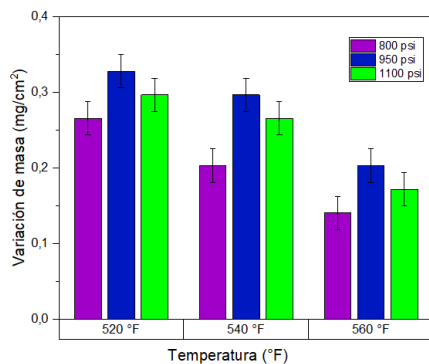
Al contrastar estos resultados con los obtenidos para el mismo acero API N-80 expuesto durante 1 hora a ambientes de CO_2 y $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}$, se observa que la variación de masa en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2$ (0,140 - 0,328 mg/cm^2) es aproximadamente 8.000 - 11.000 veces mayor que en CO_2 (0,00003 mg/cm^2 máximo); y se encuentra en un rango comparable al observado en $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}$ (0,15 - 0,22 mg/cm^2). Sin embargo, a 950 psi, la variación de masa en el ambiente con nitrógeno (0,328 mg/cm^2) es aproximadamente un 50 % superior al valor registrado en el ambiente sin nitrógeno (0,218 mg/cm^2). El patrón no lineal respecto a la

presión, con máximo a 950 psi, se observa tanto en $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}$ como en $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2$, mientras que en CO_2 el efecto es más lineal.

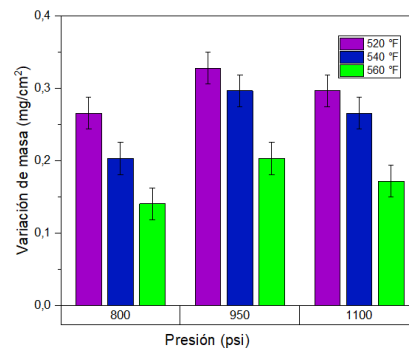
Estas diferencias sugieren que el nitrógeno modifica el mecanismo de corrosión establecido en el sistema $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}$. Para determinar los cambios, se realizaron análisis de espectroscopía fotoelectrónica de rayos X (XPS) y difracción de rayos X (DRX) a 200 horas de exposición, los cuales revelan que el nitrógeno transforma el producto dominante de FeCO_3 cristalino a Fe_3O_4 , promueve la oxidación mixta $\text{Fe}^{2+}/\text{Fe}^{3+}$, e induce la formación de MnCO_3 y la exposición de Fe_3C . Estas modificaciones se detallan en las siguientes secciones. La persistencia del efecto no lineal de la presión indica que este comportamiento es una característica fundamental de los sistemas con presencia de vapor de agua, aunque modulado por la composición específica de la fase gaseosa (Chen et al., 2022; Zamindar et al., 2024).

Figura 84

a) Temperatura vs variación de masa a 1 hora de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2+ \text{H}_2\text{O}+\text{N}_2$. b) Presión vs variación de masa a 1 hora de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2+ \text{H}_2\text{O}+\text{N}_2$.



a)



b)

El análisis de las gráficas de variación de masa durante 20 horas de exposición exhibe un comportamiento diferente al observado a 1 hora de exposición. A 520 °F, la variación de masa alcanza valores de 0,821 mg/cm² a 800 psi, 0,875 mg/cm² a 950 psi y 0,812 mg/cm² a

1.100 psi. Se mantiene el patrón no lineal respecto a la presión, con el máximo a la presión intermedia. A 540 °F, los valores son ligeramente inferiores en comparación con 520 °F, registrando 0,796 mg/cm² a 800 psi, 0,828 mg/cm² a 950 psi y 0,796 mg/cm² a 1.100 psi. La presión intermedia continúa generando el valor máximo. A 560 °F, la tendencia decreciente con la temperatura se mantiene, con valores de 0,765 mg/cm² a 800 psi, 0,781 mg/cm² a 950 psi y 0,765 mg/cm² a 1.100 psi.

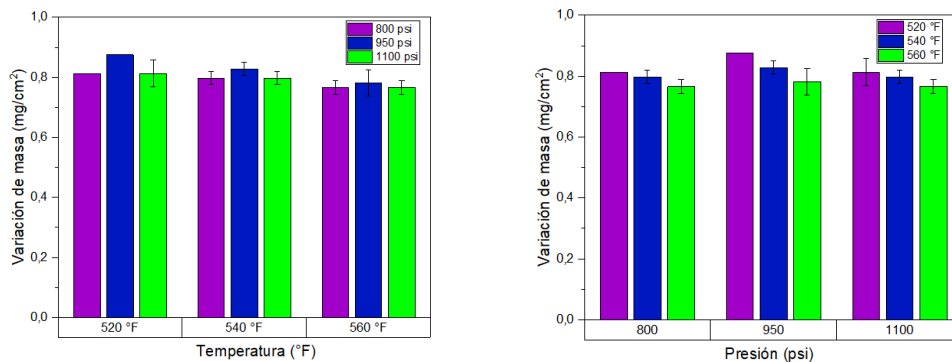
El comportamiento con respecto a la presión confirma la persistencia del máximo a 950 psi para todas las temperaturas, pero con diferencias menos pronunciadas que a 1 hora, sugiriendo una estabilización parcial del proceso corrosivo después de 20 horas de exposición (figura 85).

Al contrastar estos resultados con los obtenidos para el mismo acero API N-80 expuesto durante 20 horas a ambientes de CO₂ y CO₂+H₂O, se observan diferencias. La variación de masa en ambiente CO₂+H₂O+N₂ (0,765 - 0,875 mg/cm²) es aproximadamente 9.000 - 11.000 veces mayor que en CO₂ (0,00007-0,00008 mg/cm²).

Al comparar con el ambiente CO₂+H₂O (0,562 - 0,796 mg/cm²), los valores en presencia de nitrógeno son superiores (entre 10 – 30 % más altos), confirmando el efecto potenciador del N₂ observado a 1 hora, pero ahora de manera más uniforme en todas las condiciones (Fonseca et al., 2024). A diferencia de lo observado a 1 hora, donde las variables operativas ejercían efectos pronunciados, después de 20 horas se observa una homogeneización, con diferencias menos marcadas entre condiciones (Liu et al., 2021). Esta tendencia sugiere que, en presencia de N₂, el sistema alcanza más rápidamente un estado cuasi-estacionario. El aumento en la variación de masa entre 1 y 20 horas es aproximadamente 3 - 4 veces en el ambiente con nitrógeno, similar al observado en CO₂+H₂O, lo que indica que el efecto potenciador del N₂ no altera significativamente la cinética global del proceso, sino principalmente su magnitud (Hassan et al., 2022).

Figura 85

a) *Temperatura vs variación de masa a 20 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2$.* b) *Presión vs variación de masa a 20 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2$.*



a)

b)

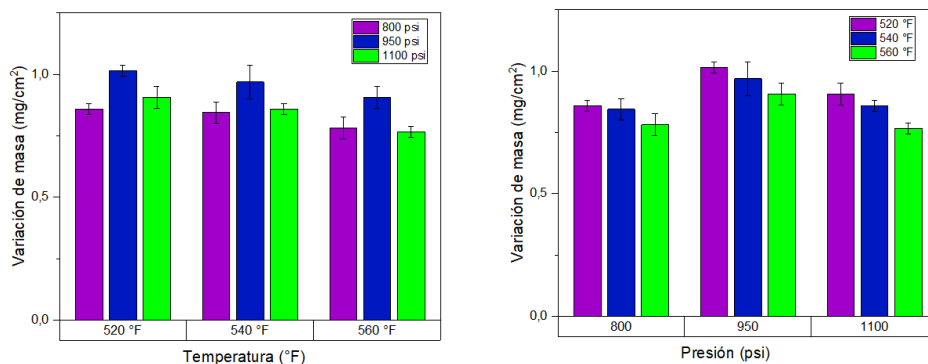
El comportamiento durante 50 horas muestra que, a 520 °F, la variación de masa alcanza valores de 0,859 mg/cm² a 800 psi, 1,015 mg/cm² a 950 psi y 0,906 mg/cm² a 1.100 psi. El patrón no lineal respecto a la presión se mantiene. A 540 °F, los valores registrados son 0,843 mg/cm² a 800 psi, 0,968 mg/cm² a 950 psi y 0,859 mg/cm² a 1.100 psi. A 560 °F, se observa una disminución marcada, con valores de 0,781 mg/cm² a 800 psi, 0,906 mg/cm² a 950 psi y 0,765 mg/cm² a 1.100 psi.

El análisis por temperatura muestra el efecto inverso ya observado a tiempos menores, pero con gradientes variables según la presión. La representación por presión consolida el comportamiento del valor máximo a 950 psi para todas las temperaturas, con una acentuación de las diferencias respecto a lo observado a 20 horas.

El comportamiento observado confirma que, en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2$, el proceso corrosivo mantiene su actividad incluso después de períodos prolongados, con una evolución temporal que sugiere transformaciones progresivas en la naturaleza y propiedades de los productos formados.

Figura 86

a) *Temperatura vs variación de masa a 50 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2$. b) Presión vs variación de masa a 50 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2$.*



a)

b)

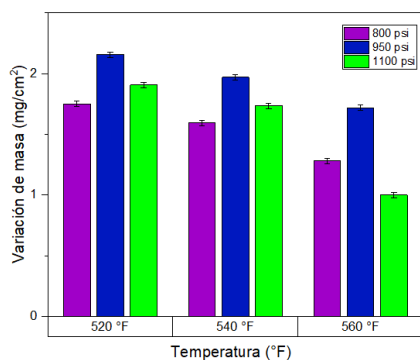
El comportamiento observado para 120 horas de exposición muestra que, a 520 °F, la variación de masa alcanza valores de 1,750 mg/cm² a 800 psi, 2,156 mg/cm² a 950 psi y 1,906 mg/cm² a 1.100 psi. Se mantiene el patrón no lineal respecto a la presión, con un máximo a la presión intermedia. A 540 °F, los valores disminuyen respecto a 520 °F, registrando 1,593 mg/cm² a 800 psi, 1,968 mg/cm² a 950 psi y 1,734 mg/cm² a 1.100 psi. La presión intermedia continúa generando el valor máximo. A 560 °F, la tendencia decreciente con la temperatura se acentúa, particularmente a 1.100 psi, con valores de 1,281 mg/cm² a 800 psi, 1,718 mg/cm² a 950 psi y 1,00 mg/cm² a 1.100 psi.

Comparando con los resultados obtenidos a 50 horas, se observa un incremento en la variación de masa, que oscila entre el 70 % y el 114 % según las condiciones específicas. Este aumento después de un período de desaceleración (20 - 50 horas) indica una reactivación del proceso corrosivo, posiblemente asociada a transformaciones en las capas de productos inicialmente formadas.

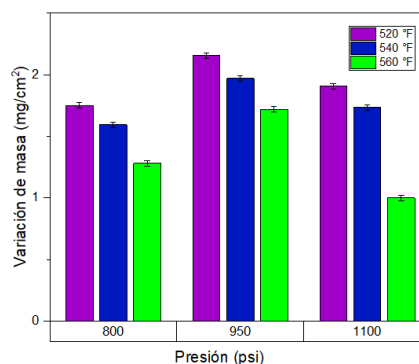
El comportamiento observado a 120 horas revela que, en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2$, el proceso corrosivo no solo mantiene su actividad después de períodos prolongados, sino que experimenta fases de aceleración asociadas a cambios en la naturaleza y propiedades de los productos formados. La complejidad de los patrones observados subraya la naturaleza dinámica del sistema, donde las interacciones entre las variables operativas generan comportamientos no lineales que evolucionan con el tiempo.

Figura 87

a) Temperatura vs variación de masa a 120 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2$. b) Presión vs variación de masa a 120 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2$.



a)



b)

El comportamiento mostrado para 200 horas revela que, a 520 °F, la variación de masa presenta valores de 1,875 mg/cm² a 800 psi, 3,298 mg/cm² a 950 psi y 2,903 mg/cm² a 1.100 psi. El patrón no lineal respecto a la presión se mantiene. A 540 °F, se registran valores de 2,449 mg/cm² a 800 psi, 2,125 mg/cm² a 950 psi y 2,639 mg/cm² a 1.100 psi. A diferencia de lo observado a temperaturas y tiempos anteriores, el máximo se desplaza a 1.100 psi. A 560 °F, los valores son 1,254 mg/cm² a 800 psi, 2,671 mg/cm² a 950 psi y 1,265 mg/cm² a 1.100 psi. Se restablece el patrón con máximo a presión intermedia, pero con diferencias muy pronunciadas.

La modificación del patrón a 540 °F, con un mínimo a 950 psi en lugar del máximo observado a todos los tiempos anteriores, sugiere transformaciones fundamentales en los productos de corrosión y, por ende, en los mecanismos de reacción. Este comportamiento está asociado a la transición entre diferentes fases de óxidos o carbonatos, cuya estabilidad relativa cambia con el tiempo de exposición bajo estas condiciones específicas. (En la sección de análisis de DRX y XPS se detallan las transformaciones y los mecanismos de reacción).

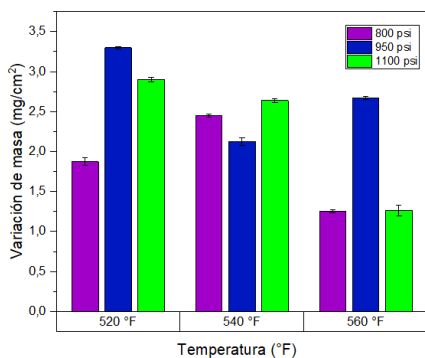
La variación de masa en $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2$ (1,254 - 3,3298 mg/cm^2) es mayor que en $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}$ (1,1719-1,593 mg/cm^2), mostrando un incremento de hasta el 109 % en condiciones específicas (950 psi/520 °F). Esta diferencia evidencia que, después de períodos prolongados, el nitrógeno intensifica el proceso corrosivo. Es importante destacar que, en CO_2 puro, después de 200 horas se alcanza una estabilización relativa con diferencias moderadas entre condiciones operativas. En $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}$, se mantiene el patrón constante de máximo a 950 psi con diferencias moderadas. Sin embargo, en $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2$ emergen comportamientos diferenciados, con disparidades entre presiones adyacentes y una reorganización completa de los patrones a 540°F.

En CO_2 , el aumento de temperatura incrementa consistentemente la variación de masa. En $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}$, la temperatura tiene un efecto inverso. En $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2$, el efecto es no lineal.

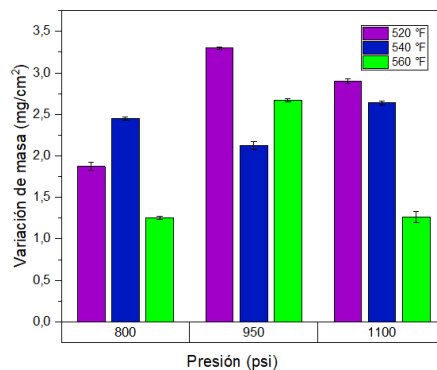
Por otro lado, de acuerdo con los resultados observados, se puede inferir que, después de 200 horas, el nitrógeno no solo actúa como intensificador general de la corrosión, sino que modifica los mecanismos del proceso, generando transformaciones cualitativas en los productos formados y estableciendo condiciones críticas donde la agresividad del ambiente se amplifica.

Figura 88

a) *Temperatura vs variación de masa a 200 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂+ H₂O+N₂. b) Presión vs variación de masa a 200 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂+ H₂O+N₂.*



a)



b)

6.3.2. Efecto del tiempo sobre la variación de masa para el acero API N-80.

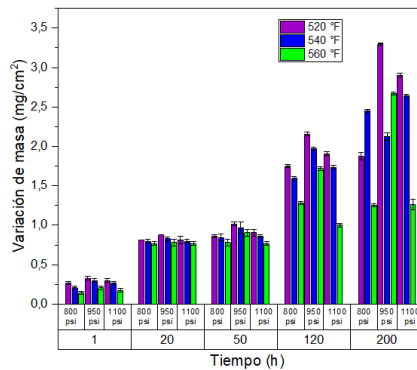
En la etapa inicial se observan comportamientos donde se presentan valores máximos a 950 psi y un generalizado efecto inverso de la temperatura. Estos valores son superiores a los observados en CO₂ puro, reflejando la acción del vapor de agua y nitrógeno.

En la fase inicial de 1 a 20 horas, se produce un incremento en la variación de masa entre diferentes condiciones. Además, se mantiene el patrón no lineal respecto a la presión. En la segunda fase, entre 20 y 50 horas de exposición, el incremento es más moderado, indicando una desaceleración del proceso. Además, se consolida el patrón con máximos a 950 psi. En la tercera fase de 50 a 120 horas, ocurre un incremento importante en la variación de masa, indicando una aceleración del proceso corrosivo. Los patrones se acentúan y aparece un comportamiento particularmente anómalo a 1.100 psi/560 °F, sugiriendo la ruptura o transformación de las capas protectoras inicialmente formadas. En la fase final, entre 120 y 200 horas, la cinética muestra la reorganización de los patrones, donde a 520 °F se amplifica el máximo a 950 psi; a 540 °F se invierte el patrón con un mínimo a 950 psi; y a 560 °F se restablece el máximo a 950 psi con diferencias extremas. Estas características revelan el

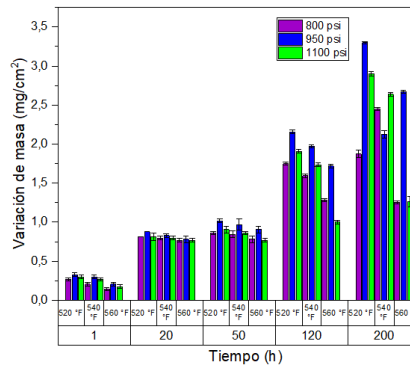
impacto del nitrógeno, modificando la evolución temporal del proceso y su respuesta a las variables operativas.

Figura 89

a) Tiempo vs variación de masa con respecto a temperatura variable en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2$. b) Tiempo vs variación de masa con respecto a presión variable en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2$.



a)



b)

6.3.3. Efectos de las variables temperatura y presión sobre velocidad de corrosión para el acero API N-80.

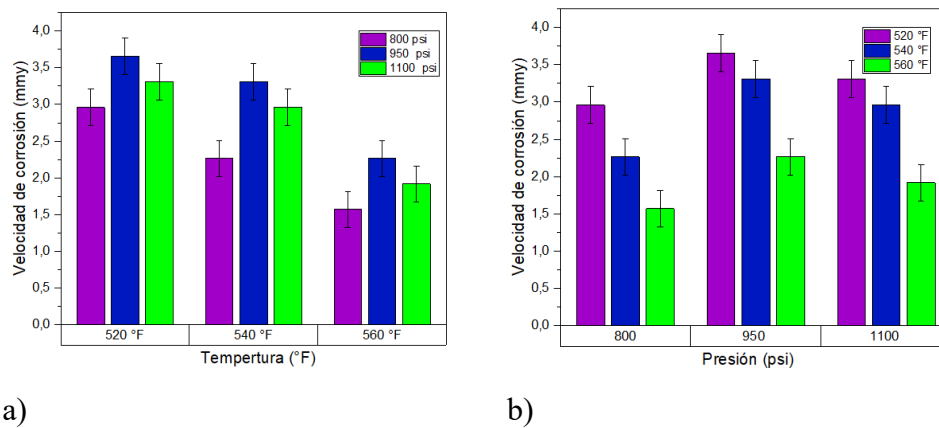
El comportamiento observado para el acero API N-80 expuesto durante 1 hora revela que, a 520 °F, la velocidad de corrosión alcanza valores de 2,960 mm/año a 800 psi, 3,656 mm/año a 950 psi y 3,308 mm/año a 1.100 psi. Al pasar a 540 °F, se observa una disminución, indicando un valor de 2,263 mm/año a 800 psi, 3,308 mm/año a 950 psi y 2,960 mm/año a 1.100 psi. A 560 °F, la tendencia decreciente continúa, con valores de 1,567 mm/año a 800 psi, 2,263 mm/año a 950 psi y 1,915 mm/año a 1.100 psi.

El efecto respecto a la presión muestra un máximo definido a 950 psi para todas las temperaturas estudiadas. Este patrón no lineal, con un máximo a presión intermedia, indica

la existencia de condiciones óptimas para el proceso corrosivo que no corresponden a los extremos del rango de presiones estudiado.

Figura 90

a) *Temperatura vs velocidad de corrosión a 1 hora de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2$. b) Presión vs velocidad de corrosión a 1 hora de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2$.*



El comportamiento observado a 20 horas muestra como a 520 °F, la velocidad de corrosión alcanza valores de 0,452 mm/año a 800 psi, 0,487 mm/año a 950 psi y 0,452 mm/año a 1.100 psi. Al pasar a 540 °F, se observa un patrón similar, con valores de 0,444 mm/año a 800 psi, 0,461 mm/año a 950 psi y 0,440 mm/año a 1.100 psi. A 560 °F, la tendencia muestra muy poca variación, con valores de 0,426 mm/año a 800 psi, 0,435 mm/año a 950 psi y 0,426 mm/año a 1.100 psi.

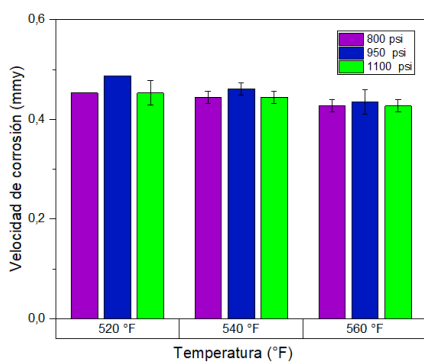
El comportamiento respecto a la presión mantiene un patrón con máximos a presiones de 950 psi, con diferencias menos pronunciadas que a 1 hora. Esta atenuación de las diferencias relativas entre presiones sugiere que, después de 20 horas, los productos de corrosión formados tienden a igualar el comportamiento del sistema bajo diferentes condiciones de presión.

Al contrastar estos resultados con los obtenidos para el mismo acero API N-80 expuesto durante 20 horas a las mezclas anteriores, se observan diferencias. En CO₂ puro, la velocidad de corrosión aumenta con la temperatura, mientras que en las mezclas 2 y 3 el efecto es inverso. En CO₂ puro, la velocidad aumenta de manera aproximadamente lineal con la presión, mientras que en la mezcla 3 se observa un máximo a presión intermedia.

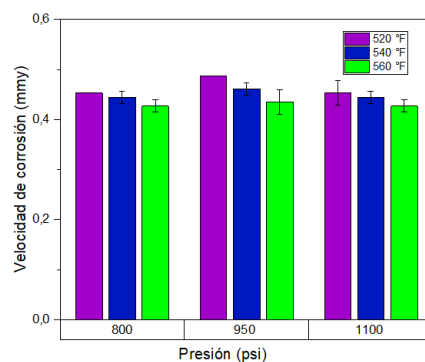
La homogeneización del comportamiento a 20 horas es mucho más pronunciada en el ambiente de estudio que en las anteriores, sugiriendo que la presencia de N₂ favorece la formación de productos de corrosión con propiedades más uniformes. Estas diferencias reflejan mecanismos de corrosión fundamentalmente distintos, desde un proceso predominantemente químico en CO₂ puro, a un sistema con presencia de vapor de agua, hasta un sistema catalizado en presencia de N₂, donde la concentración de este gas podría favorecer la formación de compuestos que modifican las propiedades de los productos de corrosión.

Figura 91

a) *Temperatura vs velocidad de corrosión a 20 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂+ H₂O+N₂.* b) *Presión vs velocidad de corrosión a 20 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂+ H₂O+N₂.*



a)



b)

El comportamiento para el acero API N-80 expuesto durante 50 horas muestra un efecto inverso con respecto a la temperatura. De esta forma, a 520 °F, la velocidad de

corrosión alcanza valores de 0,191 mm/año a 800 psi, 0,226 mm/año a 950 psi y 0,202 mm/año a 1.100 psi. Al pasar a 540 °F, se observa un patrón similar, con valores de 0,188 mm/año a 800 psi, 0,215 mm/año a 950 psi y 0,191 mm/año a 1.100 psi. A 560 °F, la velocidad de corrosión disminuye a 0,174 mm/año a 800 psi, 0,202 mm/año a 950 psi y 0,170 mm/año a 1.100 psi.

El comportamiento respecto a la presión mantiene el patrón con máximos a 950 psi observado a tiempos menores.

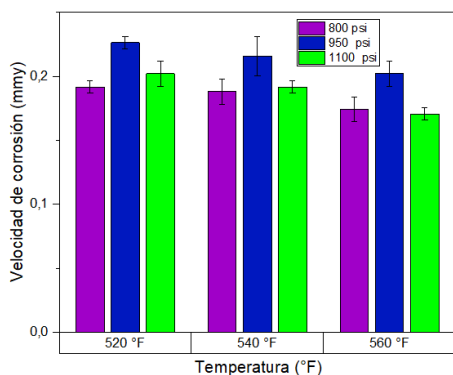
Comparando con los resultados a 20 horas, se observa una reducción adicional en la velocidad de corrosión. Esta disminución confirma la tendencia decreciente del proceso corrosivo, aunque a un ritmo menor que el observado entre 1 y 20 horas.

Al contrastar estos resultados con los obtenidos para el mismo acero API N-80 expuesto durante 50 horas a las mezclas anteriores, se observa como el efecto inverso de la temperatura se mantiene en los ambientes 2 y 3, mientras que en CO₂ puro el efecto es directo. Además, el máximo a presión intermedia es característico de los ambientes 2 y 3, mientras que en CO₂ puro la relación es más lineal.

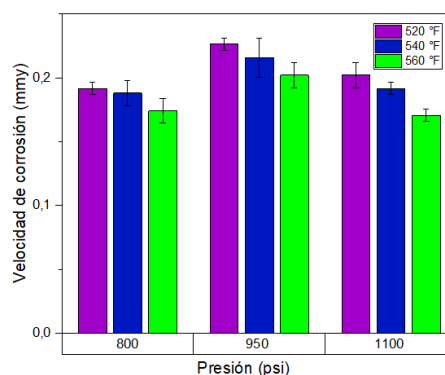
Estas diferencias sostenidas confirman que los mecanismos de corrosión difieren según la composición específica del ambiente, generando no solo magnitudes distintas sino también comportamientos diferentes que evolucionan de manera particular con el tiempo de exposición.

Figura 92

a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 50 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂+ H₂O+N₂. b) Presión vs velocidad de corrosión a 50 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂+ H₂O+N₂.



a)



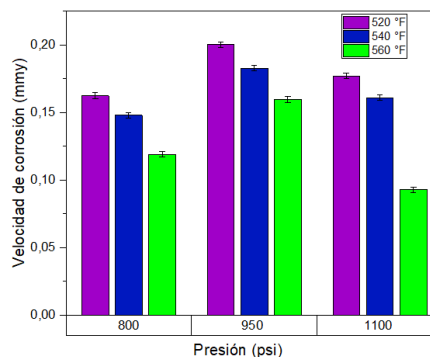
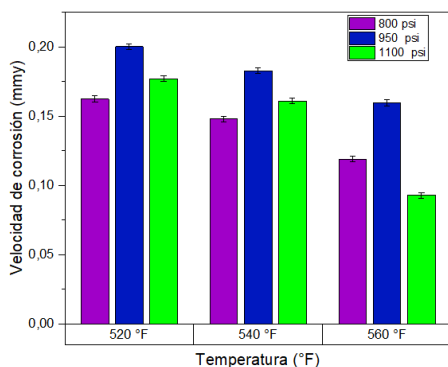
b)

A 120 horas de exposición se puede observar cómo a 520 °F, la velocidad de corrosión alcanza valores de 0,162 mm/año a 800 psi, 0,200 mm/año a 950 psi y 0,177 mm/año a 1.100 psi. Al pasar a 540 °F, se observa una disminución a 0,148 mm/año a 800 psi, 0,182 mm/año a 950 psi y 0,161 mm/año a 1.100 psi, representando reducciones del 8,0 %, 8,5 % y 7,9 % respectivamente. A 560 °F, la tendencia decreciente continua, particularmente a 1.100 psi, con valores de 0,118 mm/año a 800 psi, 0,159 mm/año a 950 psi y 0,092 mm/año a 1.100 psi. Es notable el comportamiento particularmente anómalo a 1.100 psi/560 °F, donde la velocidad de corrosión cae, con una reducción del 43,0 % respecto a 1.100 psi/520 °F y del 41,9 % respecto a 950 psi/560 °F (figura 93).

El patrón respecto a la presión mantiene el máximo a 950 psi para todas las temperaturas. Comparando con los resultados a 50 horas, se observa una reducción adicional en la velocidad de corrosión, con factores que oscilan entre 0,80 y 0,87 para la mayoría de las condiciones. Esta disminución, mucho más moderada que la observada en etapas anteriores, sugiere que el sistema se aproxima a un estado de estabilización. Sin embargo, es destacable la excepción a 1.100 psi/560 °F, donde el factor de reducción alcanza 0,55 evidenciando un comportamiento propio en esta condición específica. Este fenómeno sugiere transformaciones cualitativas en los productos de corrosión bajo ciertas combinaciones críticas de variables operativas.

Figura 93

a) *Temperatura vs velocidad de corrosión a 120 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2$. b) Presión vs velocidad de corrosión a 120 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2$.*



a)

b)

Finalmente, el análisis de las gráficas de velocidad de corrosión para el acero API N-80 expuesto durante 200 horas muestra un efecto de la temperatura complejo. A 520 °F, la velocidad de corrosión alcanza valores de 0,104 mm/año a 800 psi, 0,183 mm/año a 950 psi y 0,161 mm/año a 1.100 psi. Al pasar a 540 °F, se observa un comportamiento variable, 0,136 mm/año a 800, 0,118 mm/año a 950 psi y 0,147 mm/año a 1.100 psi. A 560 °F, los valores son de 0,069 mm/año a 800 psi, 0,148 mm/año a 950 psi y 0,070 mm/año a 1.100 psi.

Este comportamiento complejo, con cambios de tendencia según la presión específica, representa una reorganización de los patrones observados a tiempos menores. El comportamiento a 950 psi es particular, donde se observa un mínimo a temperatura intermedia. La alteración del patrón a 540 °F, con un mínimo a 950 psi en lugar del máximo observado a todas las otras temperaturas y tiempos, representa una anomalía sin precedentes en los comportamientos previos. Este fenómeno podría estar asociado a transformaciones de fase específicas en los productos de corrosión que ocurren exclusivamente bajo esta combinación particular de condiciones después de períodos prolongados. Este cambio en el patrón de comportamiento está asociada a transformaciones evolutivas en los productos de

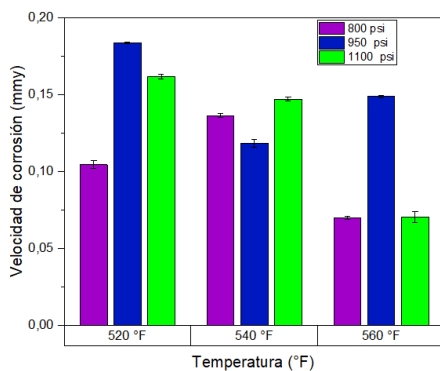
corrosión identificadas mediante análisis de DRX y XPS a 200 horas, incluyendo la reorganización del FeCO_3 , la oxidación progresiva Fe_3O_4 a Fe_2O_3 , la formación de MnCO_3 y la exposición de Fe_3C , cuyas propiedades protectoras son dependientes de la combinación específica de temperatura, presión y tiempo de exposición.

Comparando con los resultados a 120 horas, se observa un comportamiento variable según las condiciones específicas. Mientras que en la mayoría de los casos la velocidad de corrosión continúa disminuyendo, en casos particulares como 540 °F/800 psi se observa un incremento. Esta divergencia en los comportamientos a largo plazo subraya la complejidad de las transformaciones que ocurren en el sistema.

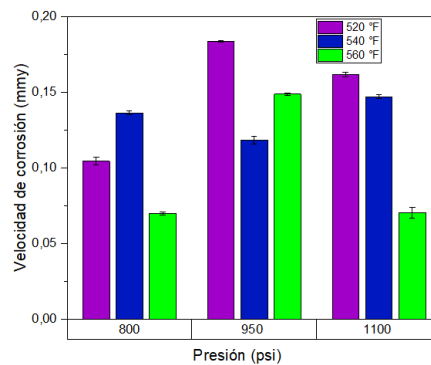
Es especialmente notable la consistencia del comportamiento anómalo a altas presiones y temperaturas. El punto 1.100 psi/560 °F mantiene una velocidad de corrosión baja (0,070 mm/año), similar al punto 800 psi/560 °F (0,071 mm/año), mientras que a 950 psi/560 °F la velocidad es considerablemente mayor (0,148 mm/año).

Figura 94

a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 200 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$. b) Presión vs velocidad de corrosión a 200 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$.



a)



b)

6.3.4. Efecto del tiempo sobre la velocidad de corrosión para el acero API N-80.

El análisis de las gráficas de velocidad de corrosión en función del tiempo para el acero al carbono API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2$ revela un comportamiento evolutivo. En la etapa inicial, el sistema exhibe velocidades de corrosión elevadas. El ataque corrosivo ocurre sobre la superficie metálica limpia, predominando inicialmente un mecanismo donde el vapor de agua se condensa parcialmente en la superficie metálica. Aunque el medio predominante es vapor, no líquido, las altas temperaturas y presiones favorecen este fenómeno de condensación localizada, creando un sistema de corrosión bajo capa delgada que puede ser agresivo.

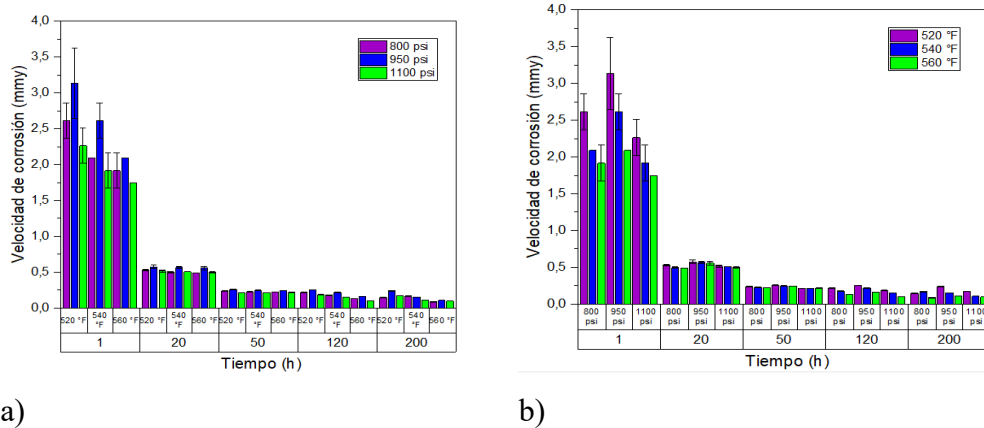
Durante la segunda fase de 20 a 50 horas de exposición, ocurre una reducción en la velocidad de corrosión. Este comportamiento sugiere la formación de capas iniciales de productos de corrosión que actúan como barrera, limitando tanto la condensación de vapor en la superficie como el acceso de especies reactivas al metal base.

La tercera fase muestra reducción en la velocidad de corrosión con efectos directos respecto a la temperatura y con valores máximos a presiones intermedias. En la cuarta fase, el sistema muestra una tendencia hacia la estabilización, aunque emergen comportamientos anómalos en condiciones específicas. En esta fase, los productos formados alcanzan estados más estables, pero ocurren transformaciones particulares en ciertas combinaciones de temperatura y presión.

Finalmente, el sistema desarrolla comportamientos altamente diferenciados, incluyendo cambios de patrones. Estas transformaciones sugieren que, después de períodos prolongados, los productos formados pueden tener propiedades distintas según las condiciones específicas.

Figura 95

a) Tiempo vs velocidad de corrosión con respecto a temperatura variable para el acero API N-80 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2$. b) Tiempo vs velocidad de corrosión con respecto a presión variable para el acero API N-80 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2$.



6.3.5. Análisis de metalografía para el acero API N-80 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2$.

La micrografía revela transformaciones microestructurales en la estructura ferrítico-perlítica del acero API N-80. La estructura presenta definición de los bordes de grano ferríticos comparada con el ambiente $CO_2 + H_2O$, indicando que el N_2 puede actuar como agente estabilizador de la microestructura. Las colonias perlíticas muestran menor grado de alteración que lo observado en el ambiente binario, confirmando la interferencia del nitrógeno en los procesos de disolución de carburos.

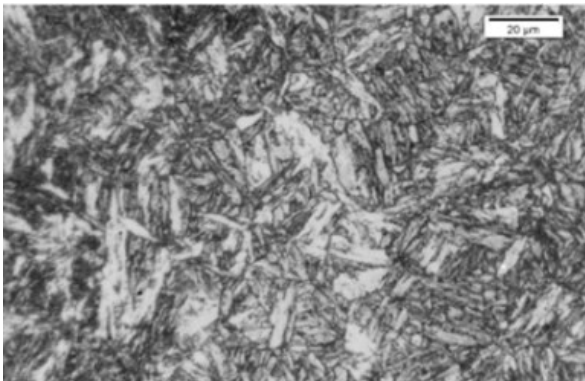
Se presenta una mejora en la dureza desde 60.02 HRA (ambiente $CO_2 + H_2O$) hasta 66.5 HRA. La estabilización de interfaces ferrita-perlita reduce los procesos difusionales que causan coalescencia de carburos, resultando en menor degradación mecánica.

El comportamiento observado se puede relacionar con mecanismos de corrosión reportados en la literatura para aceros expuestos a ambientes de CO_2 . Estudios previos han

documentado que la disolución preferencial de la matriz ferrítica durante la corrosión puede resultar en la exposición superficial de cementita (Fe_3C), fase que permanece al ser más resistente a la que la ferrita circundante (Ren et al., 2023; Woehl et al., 2019). Este mecanismo explica el incremento de dureza superficial observado de 60.02 a 66.5 HRA en presencia de nitrógeno, el cual no representa un efecto protector sino el enriquecimiento en cementita expuesta en la superficie. La detección de Fe_3C por DRX únicamente en el ambiente con nitrógeno, junto con la preservación de colonias perlíticas observada, confirma que mientras en $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}$ predomina la corrosión intergranular con disolución de carburos, en presencia de N_2 el ataque se vuelve más uniforme con exposición de Fe_3C . Este comportamiento ha sido observado en otros estudios donde modificaciones en la composición de la fase gaseosa alteran los patrones de corrosión en aceros (Pessu et al., 2017), resultando en cambios en la selectividad del ataque.

Figura 96

Micrografía Acero API N80 después de la exposición al ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$, 560 °F/1.100 psi/200 h.



6.3.6. Análisis de Microscopía Electrónica de Barrido acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$ (SEM).

La figura 96 muestra una micrografía con distribución heterogénea de productos de corrosión sobre la superficie del API N-80, con variaciones que sugieren formación

diferencial de productos. La imagen ampliada muestra una interfaz bien definida entre la capa de productos y el sustrato de acero. La capa presenta morfología compacta con continuidad interfacial visible.

El espectro de la zona 1, o zona de acero, muestra predominancia de hierro como elemento principal con picos característicos del material. La presencia mínima de oxígeno confirma que esta zona corresponde al sustrato metálico no transformado. El espectro de la zona 2, o zona de capa, revela alta intensidad de oxígeno junto con hierro, indicando formación de óxidos como productos principales.

Figura 97

Zona superficial acero al carbono API N-80 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi 200x. A) 2000x b) 10000 x.

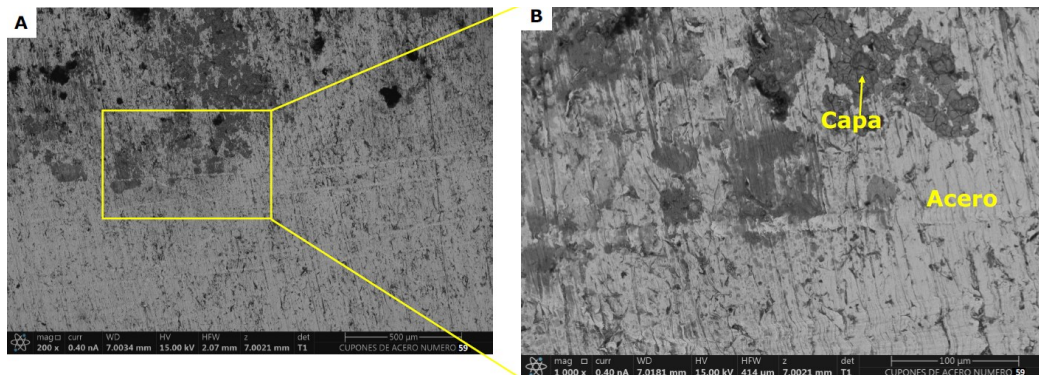
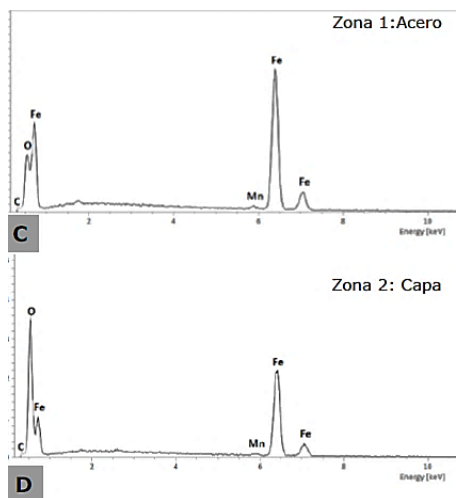


Figura 98

Espectros EDS zonas acero y capa del acero al carbono API N-80 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi 200x.



6.3.7. Efecto de las variables temperatura y presión sobre variación de masa para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$.

Se observa un efecto inverso de la temperatura, donde la variación de masa disminuye consistentemente al aumentar la temperatura en el rango estudiado. Los valores registrados a 560 °F son inferiores a los observados a 520 °F, con reducciones progresivas al incrementar la temperatura. De esta forma, a 520 °F, la variación de masa alcanza valores de 0,234 mg/cm^2 a 800 psi, 0,281 mg/cm^2 a 950 psi y 0,203 mg/cm^2 a 1.100 psi. Al pasar a 540 °F, se observa una disminución a 0,187 mg/cm^2 a 800 psi, 0,234 mg/cm^2 a 950 psi y 0,171 mg/cm^2 a 1.100 psi, representando reducciones del 17,4 %, 17,9 % y 19,0 % respectivamente. A 560 °F, la tendencia continúa, con valores de 0,171 mg/cm^2 a 800 psi, 0,187 mg/cm^2 a 950 psi y 0,156 mg/cm^2 a 1.100 psi

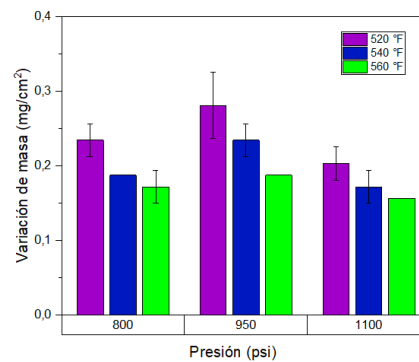
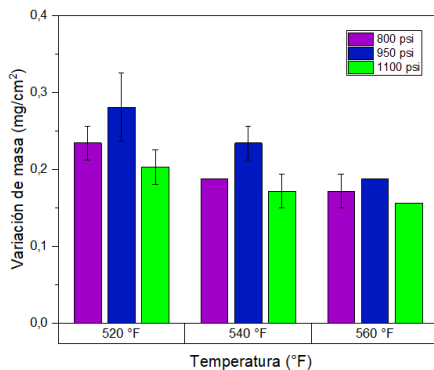
El comportamiento respecto a la presión muestra un patrón no lineal con valores máximos a 950 psi para todas las temperaturas estudiadas. Al contrastar estos resultados con los obtenidos para el mismo acero API P-110 expuesto durante 1 hora al ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$, se observan similitudes en los patrones generales, pero diferencias en la magnitud. En ambas mezclas se mantiene el efecto inverso de la temperatura, sugiriendo mecanismos comparables. Además, el patrón no lineal respecto a la presión, con máximos a 950 psi, se

observa en ambos ambientes, indicando que este comportamiento es una característica intrínseca de los sistemas con vapor de agua a alta temperatura y presión.

Estos resultados confirman la complejidad de los sistemas de corrosión en fase vapor a alta temperatura y presión, donde la composición específica del ambiente modula la intensidad de los procesos sin alterar fundamentalmente sus patrones cualitativos en la etapa inicial de exposición.

Figura 99

a) Temperatura vs variación de masa a 1 hora de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2$. b) Presión vs variación de masa a 1 hora de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2$.



a)

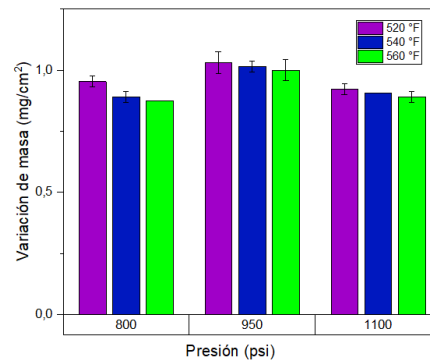
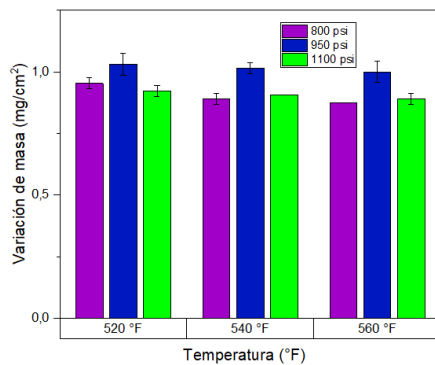
b)

A 20 horas de exposición es posible observar un efecto inverso de la temperatura, donde la variación de masa disminuye al aumentar la temperatura, con diferencias menos pronunciadas que a 1 hora de exposición. A 520 °F, la variación de masa alcanza valores de 0,953 mg/cm² a 800 psi, 1,031 mg/cm² a 950 psi y 0,921 mg/cm² a 1.100 psi. Al pasar a 540 °F, se observa una disminución a 0,890 mg/cm² a 800 psi, 1,015 mg/cm² a 950 psi y 0,906 mg/cm² a 1.100 psi. A 560 °F, la tendencia continúa, con valores de 0,875 mg/cm² a 800 psi, 1,000 mg/cm² a 950 psi y 0,890 mg/cm² a 1.100 psi.

El comportamiento respecto a la presión muestra un patrón no lineal con valores máximos a 950 psi para todas las temperaturas estudiadas. Al comparar con los resultados a 1 hora para la misma mezcla, se observa un incremento en la variación de masa, con factores de 4,0 - 5,0 según las condiciones específicas. Este aumento refleja la continuidad del proceso corrosivo durante este período. Estos resultados confirman que, después de 20 horas de exposición, el sistema mantiene sus patrones de comportamiento, aunque con gradientes menos pronunciados respecto a las variables operativas.

Figura 100

a) *Temperatura vs variación de masa a 20 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2$.* b) *Presión vs variación de masa a 20 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2$.*



a)

b)

A 50 horas de exposición se observa como la variación de masa muestra una disminución leve al aumentar la temperatura en el rango estudiado. Los valores registrados a 560 °F son ligeramente inferiores a los observados a 520 °F, con reducciones mínimas al incrementar la temperatura. A 520 °F, la variación de masa alcanza valores de 1,078 mg/cm² a 800 psi, 1,140 mg/cm² a 950 psi y 0,968 mg/cm² a 1.100 psi. Al pasar a 540 °F, se observa una disminución a 1,015 mg/cm² a 800 psi, 1,109 mg/cm² a 950 psi y 0,968 mg/cm² a 1.100 psi. A 560 °F, la tendencia continúa, con valores de 1,000 mg/cm² a 800 psi, 1,093 mg/cm² a 950 psi y 0,953 mg/cm² a 1.100 psi.

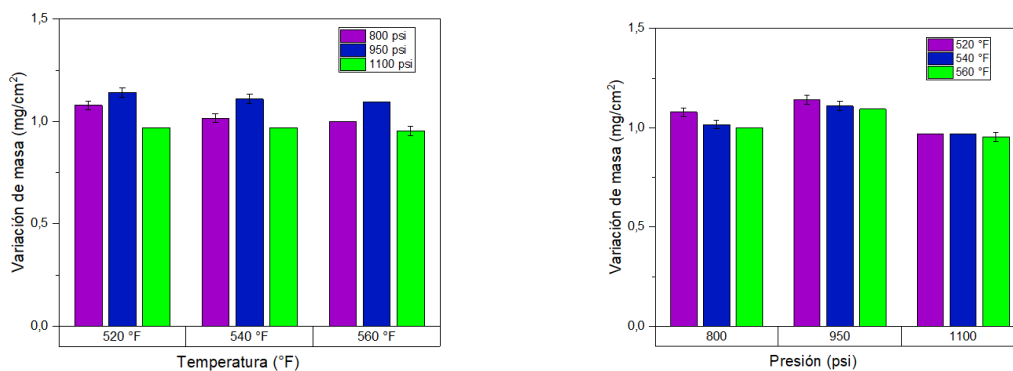
El comportamiento respecto a la presión mantiene el patrón no lineal con valores máximos a 950 psi para todas las temperaturas estudiadas. Al contrastar estos resultados con los obtenidos para el mismo acero API P-110 expuesto durante 50 horas al ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}$ (mezcla 2), se mantienen las similitudes en los patrones generales, con diferencias en la magnitud. La homogenización progresiva del comportamiento respecto a la temperatura es común en ambas mezclas. El patrón no lineal respecto a la presión, con máximos a 950 psi, se mantiene como una característica persistente en ambos ambientes.

Al comparar con los resultados a 20 horas para la misma mezcla, se observa un incremento moderado en la variación de masa, con factores de 1,10 - 1,15 según las condiciones específicas. Esta desaceleración en la tasa de aumento, comparada con el factor de 4,1 - 5,0 observado entre 1 y 20 horas, sugiere que el sistema comienza a entrar en una fase donde los productos de corrosión empiezan a ejercer un efecto limitante sobre el proceso.

Estos resultados indican que, después de 50 horas de exposición, el sistema ha alcanzado una etapa donde los patrones fundamentales de comportamiento se mantienen, pero con una atenuación de los efectos de las variables operativas.

Figura 101

a) *Temperatura vs variación de masa a 50 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}+\text{N}_2$.* b) *Presión vs variación de masa a 50 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}+\text{N}_2$.*



a)

b)

Para 120 horas de exposición se observa un efecto más pronunciado de la temperatura, donde la variación de masa disminuye al aumentar la temperatura en el rango estudiado. Los valores registrados a 560 °F son inferiores a los observados a 520 °F, con reducciones progresivas al incrementar la temperatura. A 520 °F, la variación de masa alcanza valores de 2,312 mg/cm² a 800 psi, 2,750 mg/cm² a 950 psi y 2,000 mg/cm² a 1.100 psi. Al pasar a 540 °F, se observa una disminución de 1,906 mg/cm² a 800 psi, 2,343 mg/cm² a 950 psi y 1,640 mg/cm² a 1.100 psi. A 560 °F, la tendencia se acentúa, con valores de 1,375 mg/cm² a 800 psi, 1,750 mg/cm² a 950 psi y 1,062 mg/cm² a 1.100 psi.

El comportamiento respecto a la presión mantiene el patrón no lineal con valores máximos a 950 psi para todas las temperaturas, pero con diferencias más pronunciadas que a tiempos menores.

Al contrastar estos resultados con los obtenidos para el mismo acero API P-110 expuesto durante 120 horas al ambiente CO₂+H₂O (mezcla 2), se observan diferencias tanto en magnitud como en la intensidad de los efectos de las variables operativas.

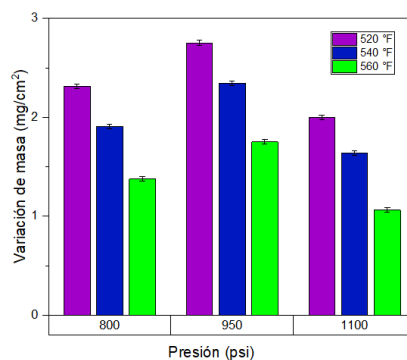
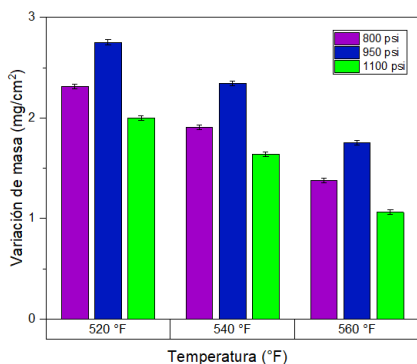
Comparando con los resultados a 50 horas para la misma mezcla, se observa un incremento en la variación de masa, con factores de 1,8 - 2,4 según las condiciones específicas. Esta nueva aceleración del proceso después de un período de relativa estabilización (20 -50 horas) sugiere transformaciones en los productos de corrosión inicialmente formados, que alteran sus propiedades protectoras y reestablecen una fase de corrosión activa.

Es particularmente notable el comportamiento a 1.100 psi/560 °F, donde la variación de masa (1,062 mg/cm²) es inferior a la observada a otras presiones, sugiriendo la formación de productos con propiedades protectoras bajo estas condiciones particulares de alta temperatura y presión. Estos resultados indican que, después de 120 horas de exposición, el sistema ha experimentado transformaciones que modifican su respuesta a las variables

operativas, con una reactivación del proceso y una acentuación de las diferencias entre condiciones específicas. Esta evolución refleja la naturaleza dinámica y compleja del proceso en ambientes con concentración de nitrógeno, donde los productos formados pueden experimentar transformaciones que alteran su comportamiento en períodos prolongados.

Figura 102

a) Temperatura vs variación de masa a 120 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2$. b) Presión vs variación de masa a 120 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2$.



a)

b)

Finalmente, para 200 horas de exposición se observa que, a 520 °F, la variación de masa alcanza valores de 2,625 mg/cm² a 800 psi, 4,268 mg/cm² a 950 psi y 3,100 mg/cm² a 1.100 psi. Al pasar a 540 °F, se observan los valores de 2,982 mg/cm² a 800 psi, 2,765 mg/cm² a 950 psi y 1,935 mg/cm² a 1.100 psi. A 560 °F, 1,512 mg/cm² a 800 psi, 1,925 mg/cm² a 950 psi y 1,734 mg/cm² a 1.100 psi.

El comportamiento respecto a la presión muestra patrones distintos según la temperatura específica. A 520 °F, se mantiene el máximo a 950 psi. A 540 °F, este patrón se invierte parcialmente, con valores más próximos entre sí, donde el máximo se encuentra a 800 psi. A 560 °F, el valor a 950 psi nuevamente es el valor máximo.

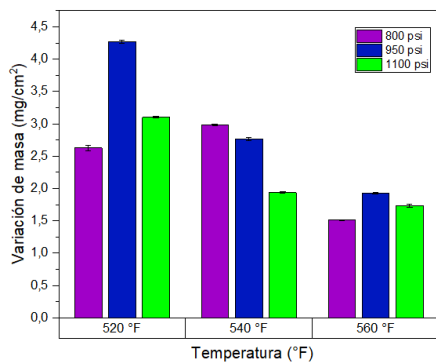
Esta reorganización de los patrones, particularmente el cambio a 540 °F donde el máximo se desplaza de 950 psi a 800 psi, no tiene precedentes en los comportamientos observados a tiempos menores y sugiere transformaciones en los mecanismos del proceso después de períodos muy prolongados. Al contrastar estos resultados con los obtenidos para el mismo acero API P-110 expuesto durante 200 horas al ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$ (mezcla 2), se observan diferencias tanto en magnitud como en patrones de comportamiento.

Comparando con los resultados a 120 horas para la misma mezcla, se observa un incremento en la variación de masa para la mayoría de condiciones con factores variables según las condiciones específicas. Esta evolución diferenciada según las condiciones específicas confirma que el sistema ha alcanzado una fase donde múltiples mecanismos pueden dominar según la combinación particular de variables operativas.

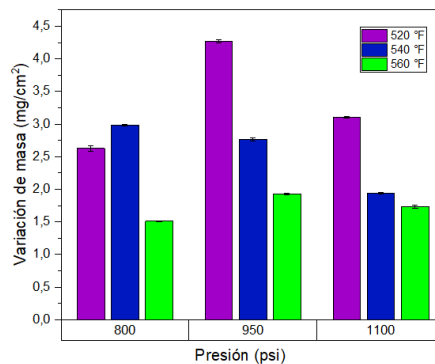
Estos resultados evidencian que, después de 200 horas de exposición, el sistema con concentración de nitrógeno ha desarrollado comportamientos distintos según las condiciones específicas, con transformaciones en los patrones respecto a tiempos menores. Esta evolución subraya la naturaleza compleja y dinámica de los procesos de corrosión en estos ambientes, donde extrapolaciones lineales o simplificadas resultan inadecuadas para predecir el comportamiento a largo plazo.

Figura 103

a) Temperatura vs variación de masa a 200 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$. b) Presión vs variación de masa a 200 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$.



a)



b)

6.3.8. Efecto del tiempo sobre la variación de masa para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$.

El análisis de las gráficas de variación de masa en función del tiempo para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$, revela un comportamiento con fases diferenciadas, caracterizado por transformaciones en los mecanismos dominantes a lo largo del período estudiado.

En la etapa inicial de exposición, la variación de masa muestra valores moderados con patrones definidos, como lo son el efecto inverso de la temperatura, máximos consistentes a presión intermedia y diferencias moderadas entre condiciones específicas.

Entre 1 y 20 horas se produce un incremento en la variación de masa, con factores de 4 - 5 según las condiciones específicas. Este aumento refleja un proceso altamente activo, donde se sugiere que los productos inicialmente formados no establecen una barrera efectiva contra el ataque. Durante esta fase se mantienen los patrones respecto a temperatura y presión, además, se produce un efecto de atenuación en los gradientes de temperatura y el máximo a 950 psi persiste para todas las temperaturas.

Entre 20 y 50 horas, el incremento en la variación de masa es más moderado, con factores de 1,1 - 1,2 respecto a los valores a 20 horas. Esta desaceleración indica el inicio de una fase donde se sugiere que los productos de corrosión comienzan a ejercer un efecto limitante. Durante esta fase la homogeneización del comportamiento respecto a la

temperatura se acentúa, además, el patrón con máximo a 950 psi se mantiene, aunque con diferencias menos pronunciadas y el sistema parece aproximarse a un estado de relativa estabilización. Esta evolución podría reflejar la formación de capas de productos más consolidadas que, sin detener completamente el proceso corrosivo, modulan su intensidad de manera más efectiva.

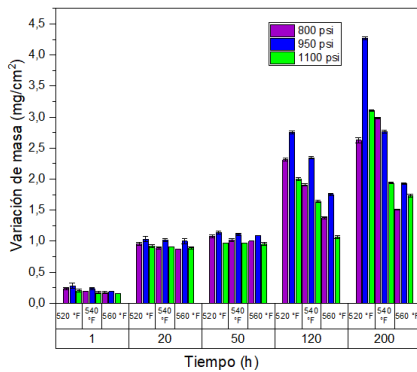
Entre 50 y 120 horas se produce un fenómeno inesperado con un incremento en la variación de masa, con factores de 1,8 - 2,4 según las condiciones específicas. Esta nueva aceleración después de un período de aparente estabilización sugiere transformaciones en la naturaleza o propiedades de los productos de corrosión, posiblemente asociadas a la reorganización del FeCO_3 amorfo identificado por DRX y la oxidación progresiva de Fe_3O_4 a Fe_2O_3 . Durante esta fase el efecto de la temperatura se intensifica nuevamente, además, las diferencias entre condiciones específicas se amplifican y emerge un comportamiento particular a 1.100 psi/560 °F. Esta reactivación podría estar asociada a transformaciones de fase en los productos inicialmente formados, agrietamiento o desprendimiento parcial de capas por tensiones internas y/o cambios en la morfología o porosidad que facilitan el acceso de especies reactivas.

Entre 120 y 200 horas, el sistema experimenta transformaciones que resultan en patrones radicalmente distintos según las condiciones específicas. A 520 °F, continúa el incremento en la variación de masa, particularmente pronunciado a 950 psi. A 540 °F, los patrones se reorganizan, con el máximo desplazándose de 950 psi a 800 psi. A 560 °F, se observan incrementos más moderados, con recuperación parcial del máximo a 950 psi

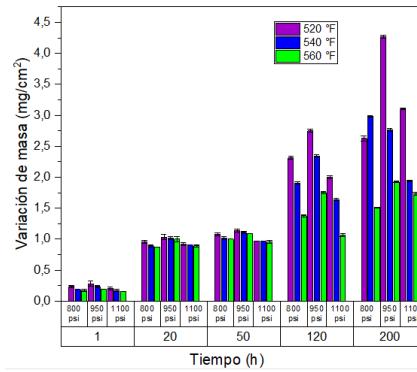
Esta divergencia en los comportamientos según las condiciones específicas sugiere que, después de períodos muy prolongados, diferentes mecanismos pueden dominar según la combinación particular de variables operativas. La emergencia del punto crítico a 950 psi/520 °F, donde la variación de masa alcanza su máximo absoluto, sugiere una combinación óptima de variables que maximiza el proceso a largo plazo, posiblemente asociada a condiciones termodinámicas específicas que favorecen determinadas transformaciones en los productos de corrosión.

Figura 104

a) Tiempo vs variación de masa con respecto a temperatura variable para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2$. b) Tiempo vs variación de masa con respecto a presión variable para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2$.



a)



b)

6.3.9. Efectos de las variables temperatura y presión sobre velocidad de corrosión para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2$.

El análisis de las gráficas de velocidad de corrosión para el acero API P-110 expuesto durante 1 hora al ambiente $CO_2 + H_2O + N_2$ muestra como a 520 °F, la velocidad de corrosión alcanza valores de 2,612 mm/año a 800 psi, 3,134 mm/año a 950 psi y 2,263 mm/año a 1.100 psi. Esto demuestra un comportamiento no lineal respecto a la presión (Sui et al., 2017), donde el valor máximo se registra a la presión intermedia (950 psi).

Al pasar a 540 °F, se observa una disminución en la velocidad de corrosión, con valores de 2,089 mm/año a 800 psi, 2,612 mm/año a 950 psi y 1,915 mm/año a 1.100 psi. Esta tendencia decreciente con la temperatura continúa a 560 °F, donde se registran valores de 1,915 mm/año a 800 psi, 2,089 mm/año a 950 psi y 1,741 mm/año a 1.100 psi.

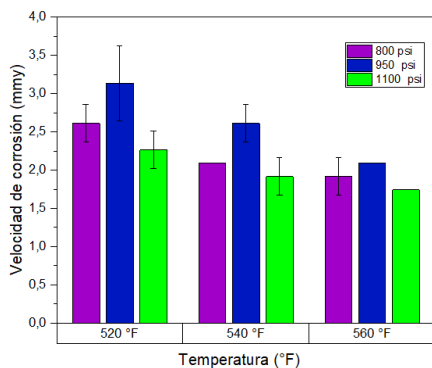
El efecto inverso de la temperatura, donde la velocidad de corrosión disminuye al aumentar esta, es un comportamiento observado también en la mezcla 2 ($CO_2 - H_2O$).

Al contrastar estos resultados con los obtenidos para el mismo acero expuesto durante 1 hora a la mezcla 2, se observan diferencias que evidencian el efecto del nitrógeno. La velocidad de corrosión máxima en la mezcla 2 alcanza 2,274 mm/año (a 520 °F/950 psi), mientras que en la mezcla 3 llega a 3,134 mm/año bajo las mismas condiciones, representando un incremento aproximado del 38 %. Este aumento demuestra que el nitrógeno modifica las condiciones del sistema, potenciando el proceso corrosivo a altas condiciones de temperatura y presión. Respecto a los patrones generales, tanto en la mezcla 2 como en la mezcla 3 se mantiene el efecto inverso de la temperatura y el comportamiento no lineal respecto a la presión con máximos a 950 psi.

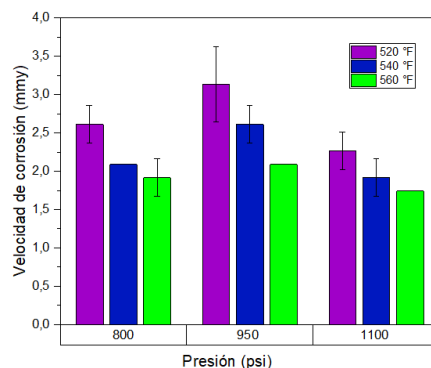
En comparación con el comportamiento de este acero en el ambiente de CO₂ puro (mezcla 1), las diferencias son aún mayores. En CO₂ puro, la velocidad de corrosión máxima a 1 hora es de aproximadamente 0,000265 mm/año, mientras que en la mezcla 3 alcanza 3,15 mm/año, representando un incremento de aproximadamente 12.100 veces. Esta diferencia evidencia la transformación del mecanismo corrosivo con la introducción de vapor de agua y nitrógeno, pasando de un proceso predominantemente químico limitado en CO₂ puro a un sistema acelerado en las mezclas con vapor de agua y nitrógeno.

Figura 105

a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 1 hora de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂+ H₂O+N₂. b) Presión vs velocidad de corrosión a 1 hora de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂+ H₂O+N₂.



a)



b)

El comportamiento observado a 20 horas de exposición para el acero API P-110 expuesto al ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2$ exhibe a 520 °F, como la velocidad de corrosión alcanza valores de 0,531 mm/año a 800 psi, 0,574 mm/año a 950 psi y 0,513 mm/año a 1.100 psi. Se mantiene el patrón no lineal respecto a la presión, con el máximo a 950 psi, aunque con diferencias menos pronunciadas que a 1 hora de exposición.

A 540 °F, se registran valores de 0,496 mm/año a 800 psi, 0,565 mm/año a 950 psi y 0,505 mm/año a 1.100 psi. A 560 °F, se observan valores de 0,487 mm/año a 800 psi, 0,557 mm/año a 950 psi y 0,496 mm/año a 1.100 psi, manteniendo la tendencia decreciente respecto a la temperatura, aunque con gradientes menores que a 1 hora.

Al comparar estos resultados con los obtenidos a 1 hora de exposición, se observa una reducción en la velocidad de corrosión, con factores que oscilan entre 3,8 y 5,5 según las condiciones específicas. Esta disminución sugiere la formación de capas iniciales de productos de corrosión que comienzan a ofrecer protección parcial, limitando el contacto directo entre el medio corrosivo y la superficie metálica.

Es notable la homogenización del comportamiento respecto a las variables operativas. A 1 hora, las diferencias entre condiciones extremas alcanzaban hasta un 80 %, mientras que a 20 horas estas diferencias se reducen a aproximadamente 20 %.

Al contrastar estos resultados con los obtenidos para el mismo acero API P-110 expuesto durante 20 horas a la mezcla 2 ($\text{CO}_2-\text{H}_2\text{O}$), se evidencia que la velocidad de corrosión en la mezcla 3 es aproximadamente 15 - 20 % superior bajo condiciones

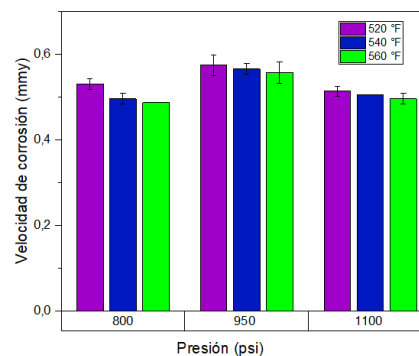
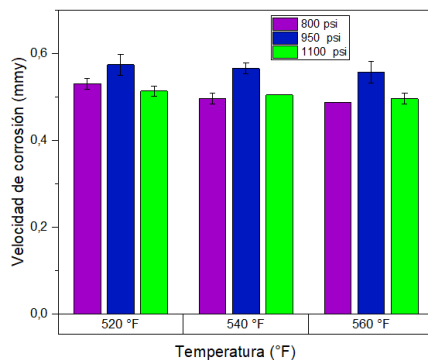
equivalentes. Esta diferencia, es menor que la observada a 1 hora (aproximadamente 40 %), sugiriendo que el efecto potenciador del nitrógeno se atenúa parcialmente con el tiempo de exposición.

Al comparar con el comportamiento del acero API P-110 expuesto a CO₂ puro durante 20 horas, se mantienen diferencias. La velocidad de corrosión en ambiente CO₂+H₂O+N₂ es del orden de 15.000 - 20.000 veces mayor que en CO₂ puro. Esta diferencia evidencia el efecto del vapor de agua en combinación con el nitrógeno en el proceso corrosivo.

Esta evolución después de 20 horas de exposición sugiere que el sistema comienza a estabilizarse, aunque mantiene características propias que reflejan la influencia del nitrógeno en los mecanismos del proceso corrosivo.

Figura 106

a) *Temperatura vs velocidad de corrosión a 20 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂+ H₂O+N₂.* b) *Presión vs velocidad de corrosión a 20 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂+ H₂O+N₂.*



a)

b)

El análisis de las gráficas de velocidad de corrosión para el acero API P-110 expuesto durante 50 horas al ambiente CO₂+H₂O+N₂ muestra como a 520 °F, la velocidad de corrosión

alcanza valores de 0,240 mm/año a 800 psi, 0,254 mm/año a 950 psi y 0,215 mm/año a 1.100 psi.

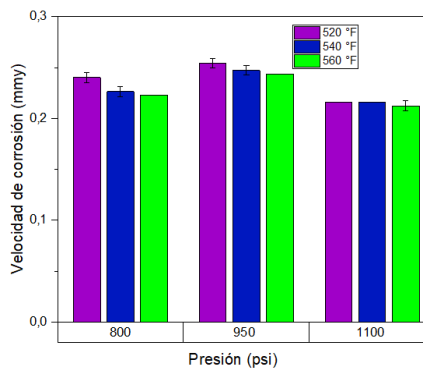
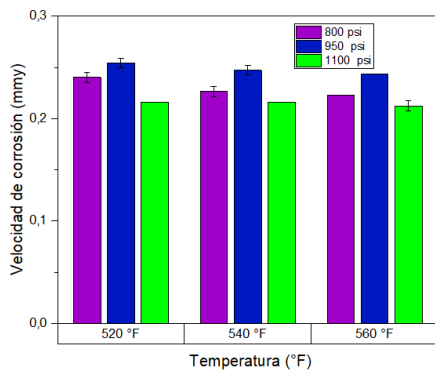
A 540 °F, se registran valores de 0,263 mm/año a 800 psi, 0,247 mm/año a 950 psi y 0,215 mm/año a 1.100 psi. A 560 °F, se observan valores de 0,222 mm/año a 800 psi, 0,243 mm/año a 950 psi y 0,212 mm/año a 1.100 psi, manteniendo la tendencia decreciente respecto a la temperatura, aunque con diferencias mínimas respecto a 540 °F. Es posible visualizar la persistencia del efecto no lineal de la variable presión (Sui et al., 2017), con máximos a 950 psi para todas las temperaturas estudiadas.

Al comparar estos resultados con los obtenidos a 20 horas de exposición, se observa una reducción en la velocidad de corrosión, con factores que oscilan entre 2,2 y 2,4 según las condiciones específicas. Esta disminución, que representa aproximadamente un 56 - 58 % respecto a los valores a 20 horas, sugiere indicar que el sistema continúa evolucionando hacia un estado de mayor estabilidad.

Esta evolución después de 50 horas de exposición sugiere indicar que el sistema continúa desarrollando productos de corrosión con capacidad protectora creciente, aunque sin alcanzar la estabilización completa del proceso. La influencia del nitrógeno se mantiene como un factor diferenciador, aunque con efectos relativos que tienden a atenuarse con el tiempo de exposición.

Figura 107

a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 50 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2$. b) Presión vs velocidad de corrosión a 50 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2$.



a)

b)

El comportamiento observado para 120 horas de exposición al ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2$, muestra como a 520 °F, la velocidad de corrosión alcanza valores de 0,214 mm/año a 800 psi, 0,255 mm/año a 950 psi y 0,185 mm/año a 1.100 psi. Se mantiene el patrón no lineal respecto a la presión, con el máximo a 950 psi superando en aproximadamente 19 % al valor a 800 psi y en un 37,5 % al valor a 1.100 psi. Es notable que la diferencia relativa entre presiones se ha acentuado respecto a lo observado a 50 horas, sugiriendo que después de períodos más prolongados las distintas condiciones de presión generan efectos cada vez más diferenciados.

A 540 °F, se registran valores de 0,177 mm/año a 800 psi, 0,217 mm/año a 950 psi y 0,152 mm/año a 1.100 psi. Esta acentuación del efecto de la temperatura contrasta con la atenuación observada a 50 horas, indicando posibles transformaciones en los productos de corrosión que modifican su respuesta a esta variable después de períodos más prolongados.

A 560 °F, se observan valores de 0,127 mm/año a 800 psi, 0,162 mm/año a 950 psi y 0,986 mm/año a 1.100 psi. La intensificación del efecto de la temperatura, con reducciones más pronunciadas al aumentar esta, sugiere que a 120 horas los mecanismos dependientes de la temperatura adquieren mayor relevancia en el control del proceso corrosivo.

La evolución del comportamiento entre 50 y 120 horas muestra una clara divergencia entre distintas condiciones operativas. Mientras que a 950 psi/520 °F la reducción es mínima (aproximadamente 4 %), a 1.100 psi/560 °F alcanza el 52 %. Esta disparidad en la evolución temporal sugiere que después de períodos prolongados emergen comportamientos

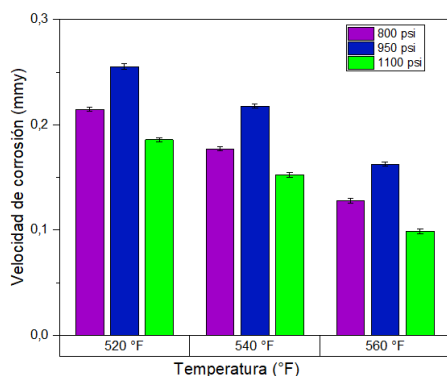
específicos para cada combinación de variables, posiblemente asociados a transformaciones en los productos de corrosión.

La amplificación de las diferencias entre distintas condiciones a 120 horas contrasta con la tendencia a la homogenización observada entre 1 y 50 horas. Este cambio de tendencia sugiere que el sistema experimenta transformaciones que redefinen su respuesta a las variables operativas.

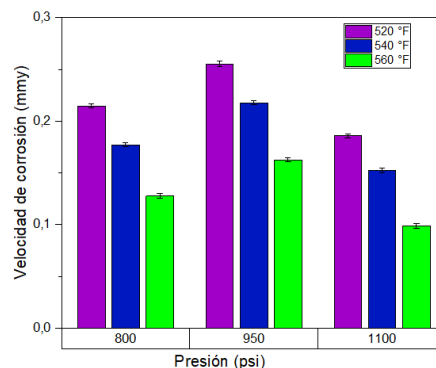
Esta evolución después de 120 horas de exposición evidencia la naturaleza dinámica y compleja del proceso de corrosión en ambientes con nitrógeno a alta temperatura y presión, donde la interacción entre los productos formados y el medio corrosivo genera comportamientos diferenciados que evolucionan de manera no lineal con el tiempo de exposición.

Figura 108

a) *Temperatura vs velocidad de corrosión a 120 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2$.* b) *Presión vs velocidad de corrosión a 120 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2$.*



a)



b)

Finalmente, el análisis a 200 horas de exposición muestra como a 520 °F, la velocidad de corrosión presenta valores de 0,146 mm/año a 800 psi, 0,237 mm/año a 950 psi y 0,172 mm/año a 1.100 psi. A 540 °F, se registran valores de 0,166 mm/año a 800 psi, 0,154 mm/año

a 950 psi y 0,107 mm/año a 1.100 psi. A diferencia de lo observado a otras temperaturas y tiempos de exposición, el máximo se desplaza a 800 psi. Esta inversión del patrón respecto a la presión representa una transformación en el comportamiento del sistema, sugiriendo cambios en los mecanismos.

A 560 °F, se observan valores de 0,084 mm/año a 800 psi, 0,107 mm/año a 950 psi y 0,096 mm/año a 1.100 psi, con el máximo nuevamente a 950 psi, aunque con diferencias menos pronunciadas entre presiones. La velocidad de corrosión a esta temperatura es inferior a la registrada a 520 °F y 540 °F, manteniendo el efecto inverso de la temperatura observado a tiempos menores.

A 520 °F, el máximo se obtiene a 950 psi; a 540 °F, el máximo se desplaza a 800 psi, creando un patrón totalmente nuevo; a 560 °F, se recupera el máximo a 950 psi, aunque con diferencias menos pronunciadas entre presiones (figura 109).

Esta reorganización de los patrones, particularmente el cambio a 540 °F donde el máximo se desplaza de 950 psi a 800 psi no tiene precedentes en los comportamientos observados a tiempos menores y sugiere transformaciones en los mecanismos del proceso después de períodos muy prolongados.

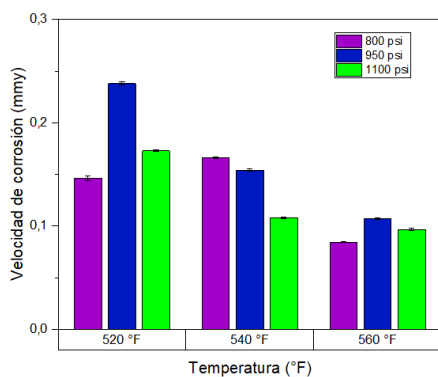
Es particularmente notable el comportamiento a 950 psi/520 °F, donde la velocidad de corrosión alcanza su valor máximo absoluto (0,237 mm/año). Este punto crítico representa una combinación de variables que maximiza la agresividad del ambiente corrosivo a largo plazo, asociada a condiciones termodinámicas específicas donde el vapor de corrosión se encuentra en estado termodinámico húmedo que favorece la formación de productos de corrosión con menor capacidad protectora.

Esta evolución después de 200 horas de exposición evidencia que el sistema con presencia de nitrógeno ha desarrollado comportamientos diferenciados según las condiciones específicas, con transformaciones en los patrones respecto a tiempos menores. La complejidad de estos comportamientos subraya la naturaleza dinámica de los procesos de corrosión en estos ambientes, donde extrapolaciones lineales o simplificadas resultan inadecuadas para predecir el comportamiento a largo plazo. Las interacciones entre las

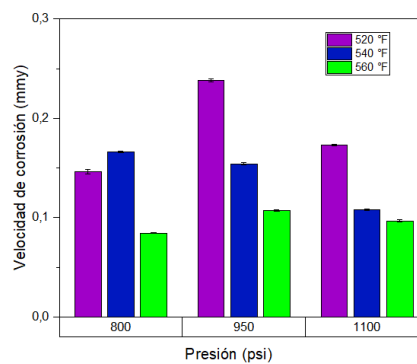
variables operativas, los productos de corrosión formados y el medio corrosivo generan respuestas diferenciadas que evolucionan de manera no lineal con el tiempo de exposición.

Figura 109

a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 200 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2$. b) Presión vs velocidad de corrosión a 200 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2$.



a)



b)

6.3.10. Efecto del tiempo sobre la velocidad de corrosión para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2$.

El efecto del tiempo sobre la velocidad de corrosión para el acero API P-110 expuesto al ambiente $CO_2 + H_2O + N_2$ revela un comportamiento cinético característico con fases diferenciadas que definen la evolución del proceso corrosivo a lo largo del período estudiado.

En la fase inicial se registran las velocidades de corrosión más elevadas. El sistema exhibe una alta sensibilidad a las variables operativas, con diferencias pronunciadas entre distintas condiciones de temperatura y presión. El efecto inverso de la temperatura es evidente, con velocidades más altas a 520 °F que a 560 °F. La presión muestra un comportamiento no lineal, con máximos a 950 psi.

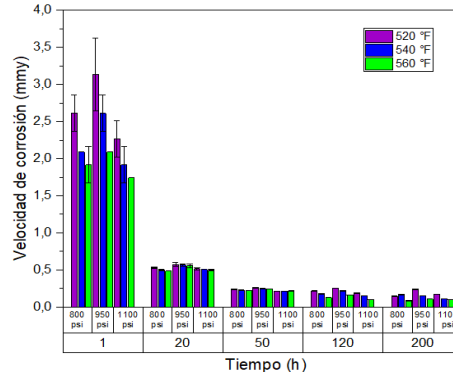
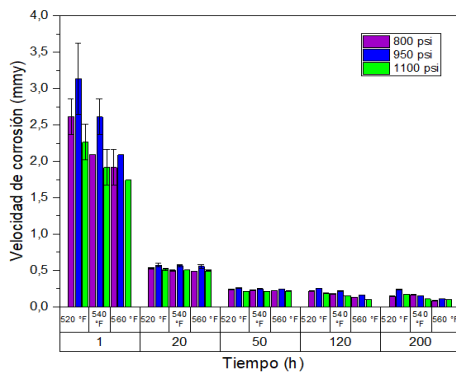
En la segunda fase se produce una reducción en la velocidad de corrosión. Esta fase de desaceleración sugiere la formación de capas iniciales de productos de corrosión que comienzan a ejercer un efecto barrera, limitando el acceso del medio corrosivo a la superficie metálica. Durante esta fase se observa una tendencia a la homogenización del comportamiento, con diferencias menos pronunciadas entre distintas condiciones operativas.

En la tercera fase, continúa la reducción en la velocidad de corrosión, aunque a un ritmo menos acelerado que en la fase anterior. Las disminuciones representan entre el 54 % y el 58 % respecto a los valores a 20 horas. Esta desaceleración de la tasa sugiere que las capas de productos de corrosión formadas durante las primeras 20 horas continúan desarrollándose y consolidándose, proporcionando una protección mayor. Durante esta fase se mantiene la tendencia a la homogenización, con diferencias cada vez menores entre distintas condiciones. En la cuarta fase, la velocidad de corrosión continúa disminuyendo, pero con un comportamiento diferenciado según las condiciones específicas. Finalmente, el sistema desarrolla comportamientos diferenciados, incluyendo reorganizaciones en los patrones de respuesta a las variables operativas. En algunas condiciones (como 950 psi/520 °F), la velocidad de corrosión se mantiene prácticamente constante respecto a 120 horas, mientras que en otras continúa disminuyendo. Esta divergencia a refleja la coexistencia de múltiples mecanismos a largo plazo, dependientes de las condiciones específicas.

Este análisis temporal revela que el efecto del nitrógeno va más allá de una simple intensificación del proceso corrosivo, constituyendo un factor modificador que altera la naturaleza y evolución del sistema a lo largo del tiempo. Estas transformaciones tienen implicaciones para la predicción del comportamiento a largo plazo y el diseño de estrategias de mitigación en sistemas de inyección con presencia de nitrógeno.

Figura 110

a) Tiempo vs velocidad de corrosión con respecto a temperatura variable para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2$. b) Tiempo vs velocidad de corrosión con respecto a presión variable para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2$.



a)

b)

6.3.11. Análisis de metalografía para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2$.

La micrografía del acero API P-110 expuesto al ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2$ muestra una microestructura martensítica. Se observan los listones de martensita típicos de este tipo de acero, con distribución de carburos finos dispersos en la matriz.

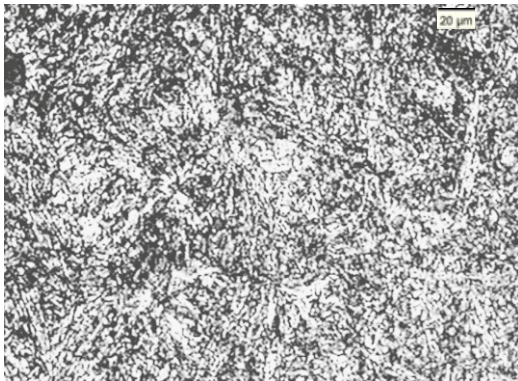
Estudios previos han reportado que durante los procesos de corrosión en ambientes de CO_2 , la matriz metálica puede disolverse preferencialmente dejando expuestas fases más resistentes como carburos, lo cual incrementa la dureza superficial (Ren et al., 2023). Lo anterior puede explicar el aumento de la dureza desde 62.1 HRA en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}$ hasta 71.75 HRA en presencia de nitrógeno. Este proceso de disolución resulta en que las fases duras quedan expuestas en la superficie del material corroído, incrementando la dureza superficial. Este fenómeno ha sido identificado en diversos tipos de aceros bajo condiciones de corrosión por CO_2 y representa un mecanismo bien establecido en la literatura de corrosión de materiales metálicos (Woehl et al., 2019).

Los aceros API P-110 y API N-80, con microestructuras martensítica y ferrítico-perlítica respectivamente, mostraron patrones de comportamiento similares, pero con magnitudes diferentes bajo exposición al ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2$. Ambos materiales exhibieron incrementos en la dureza superficial en presencia de nitrógeno. La presencia de Fe_3C identificada mediante difracción de rayos X en el ambiente de estudio, evidencian un

mecanismo común de enriquecimiento superficial en carburos por disolución selectiva de la matriz.

Figura 111

Micrografía Acero API P-110 después de la exposición al ambiente $CO_2+H_2O+N_2$, 560 °F/1.100 psi/200h.



6.3.12. Análisis de Microscopía Electrónica de Barrido para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2+H_2O+N_2$.

La micrografía inicial revela estructura de productos de corrosión con morfología globular. Se observan depósitos heterogéneos (zona 3) con variación en tamaño y distribución irregular.

La imagen ampliada muestra dos zonas diferenciadas. Una zona 2 con depósitos de estructura más compacta y mayor contenido de productos de oxidación Fe-O de acuerdo con los resultados observados en los espectros EDS (figura 113), y una zona externa (zona 1) donde el espectro EDS revela predominancia de hierro con contenido mínimo de oxígeno, indicando que en esta región los depósitos de productos de corrosión son discontinuos o de espesor insuficiente para cubrir el sustrato metálico subyacente. Este resultado confirma que el proceso corrosivo en el acero API P-110 bajo este ambiente genera depósitos heterogéneos

y no una capa continua protectora, lo que es consistente con las velocidades de corrosión más elevadas registradas para este material respecto al API N-80 en el mismo ambiente.

Figura 112

Zona superficial acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi a) 2000x b) 10000 x.

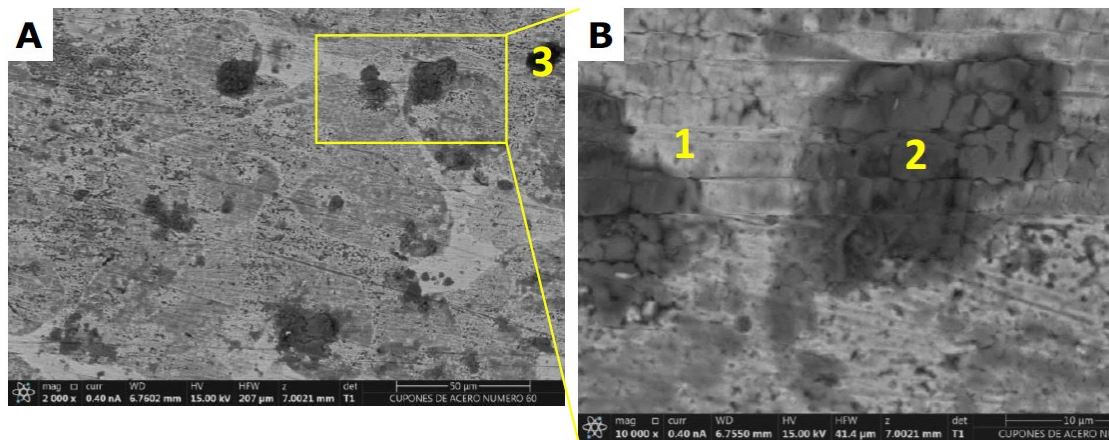
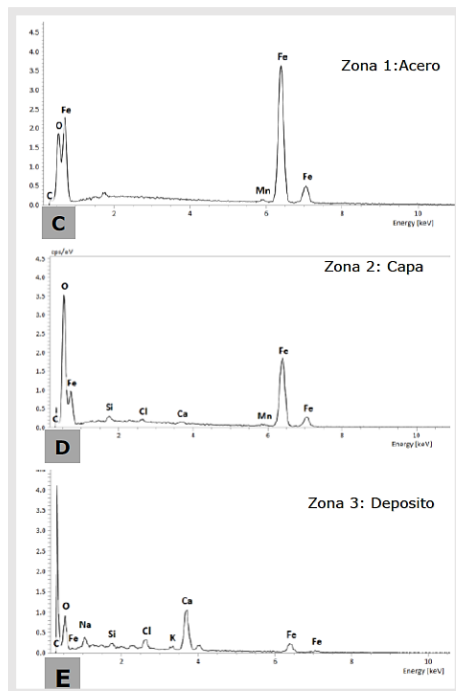


Figura 113

Espectros EDS zonas acero y capa del acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi.



6.3.13. Análisis de Difracción de Rayos X y mecanismos de corrosión para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2$

La magnetita (Fe_3O_4) emerge como la fase predominante bajo todas las condiciones estudiadas. Esta predominancia indica que la oxidación mixta, caracterizada por la coexistencia de iones Fe^{2+} y Fe^{3+} , constituye la ruta de transformación preferencial en presencia de nitrógeno. La hematita (Fe_2O_3) aparece como producto de oxidación completa, evidenciando procesos de transformación $\text{Fe}_3\text{O}_4 \rightarrow \text{Fe}_2\text{O}_3$ facilitados por las altas temperaturas del proceso.

El hallazgo más significativo desde la perspectiva mecanística constituye la detección de carbonato de manganeso (MnCO_3). Esta observación valida directamente el mecanismo propuesto de liberación selectiva de especies desde la matriz metálica facilitada por la interferencia del nitrógeno en los procesos.

Adicionalmente, la detección de carburo de hierro (Fe_3C) revela un mecanismo de descarburización selectiva no observado en ambientes anteriores. La detección de Fe_3C

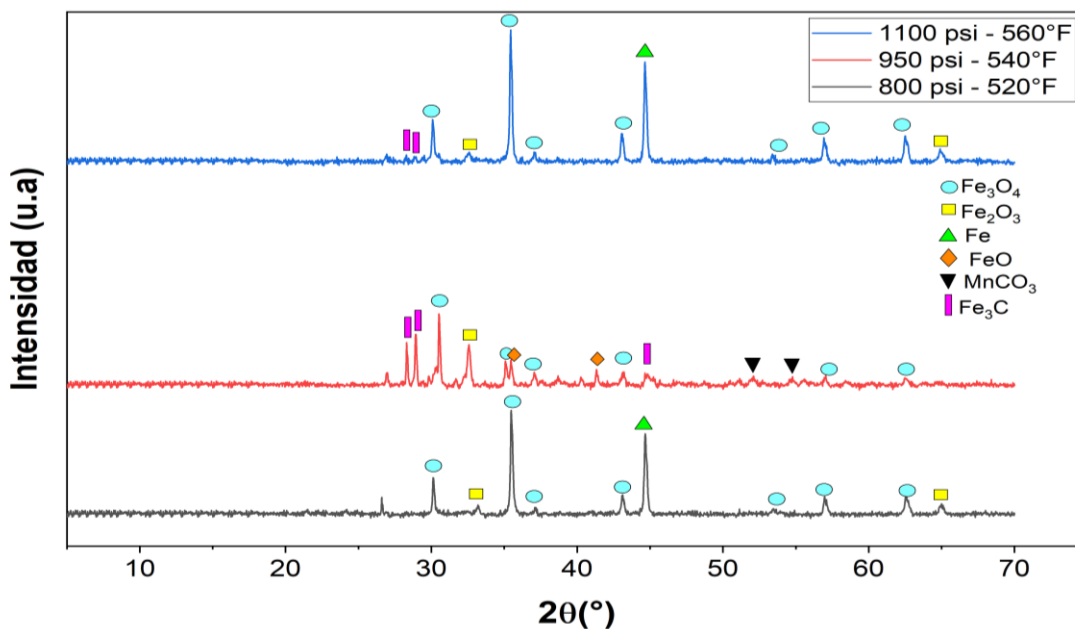
únicamente a 540 °F, con señal apenas observable a 560 °F y ausente a 520 °F, se explica por el mecanismo de exposición superficial de carburos preexistentes en la microestructura del acero API N-80, y no por formación o desaparición de esta fase durante el proceso corrosivo. A 520 °F la disolución de la matriz es insuficiente para exponer el Fe₃C en cantidades detectables por DRX. A 540 °F la intensidad del ataque genera la exposición superficial de Fe₃C. A 560 °F la mayor agresividad del medio favorece la formación rápida de productos de corrosión que cubren parcialmente el Fe₃C expuesto, reduciendo su señal en el difractograma.

Los resultados de espectroscopía fotoelectrónica de rayos X obtenidos a 200 horas de exposición bajo condiciones equivalentes proporcionan validación química directa de las observaciones cristalográficas. El espectro C1s reveló un pico de carbonatos a 288,42 eV, posición energética ligeramente superior a la observada en el ambiente CO₂+H₂O, confirmando la formación de carbonatos con entorno químico modificado por la presencia de nitrógeno (ver sección siguiente).

La ausencia aparente de reflexiones de FeCO₃ en los difractogramas, contrastando con su detección química mediante XPS, establece que el mecanismo de modulación interfacial resulta en la formación de carbonatos predominantemente amorfos. Esta observación sugiere que la presencia de N₂ interfiere en la cinética del FeCO₃, favoreciendo la formación de carbonatos con menor grado de cristalinidad y mayor densidad de defectos estructurales. El resultado es un FeCO₃ menos ordenado y con menor capacidad protectora que el formado en ausencia de nitrógeno.

Figura 114

Difractograma acero API N-80 expuesto a 200 horas de exposición.



6.3.14. Análisis de Espectroscopía Fotoelectrónica de Rayos X y mecanismos de corrosión para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2$.

El espectro de C1s presenta dos componentes principales que proporcionan información sobre los productos carbonáceos formados en presencia de nitrógeno. El pico a 284,80 eV corresponde al carbono adventicio, mientras que el componente más significativo desde la perspectiva de corrosión se localiza a 288,42 eV, correspondiente a carbonatos, específicamente carbonato de hierro (FeCO_3).

La posición energética del pico de carbonatos (288,42 eV) es ligeramente superior a la observada en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}$, sugiriendo una modificación en el entorno químico del carbono en los carbonatos. Esta variación podría evidenciar como el N_2 disuelto altera la estructura cristalina del FeCO_3 , formando especies defectuosas del tipo $\text{FeCO}_3 \cdot (\text{N}_2)_n$ que posteriormente se reorganizan hacia FeCO_3 menos protector.

El análisis del espectro O1s revela una distribución que confirma la coexistencia de múltiples fases de productos de corrosión. El pico a 530,91 eV corresponde a óxidos metálicos (enlaces O-M), principalmente FeO y posiblemente Fe_3O_4 , formados mediante

procesos de oxidación directa. El componente a 531,59 eV se atribuye específicamente a carbonatos (O-C=O), confirmando que el FeCO_3 constituye un producto de corrosión.

El espectro Fe2p exhibe la complejidad característica del hierro en múltiples estados de oxidación, confirmando el mecanismo de corrosión mixta en presencia de nitrógeno. Los picos a 710,52 eV y 724,16 eV corresponden al hierro en estado +2 (FeO), mientras que los componentes a 711,74 eV y 727,22 eV indican hierro en estado +3 asociado con FeOOH .

La coexistencia de Fe^{2+} y Fe^{3+} es una característica propia del ambiente con nitrógeno, diferente del ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}$ donde predomina Fe^{2+} . Esta distribución confirma el proceso de desestabilización propuesto: $\text{FeCO}_3 \cdot (\text{N}_2)_n$ (defectuoso) \rightarrow FeCO_3 (menos_protector) + $n\text{N}_2$ (liberado), donde la liberación del nitrógeno facilita la oxidación parcial del Fe^{2+} a Fe^{3+} .

Figura 115

Espectro de alta resolución C1s acero al carbono API N-80 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100

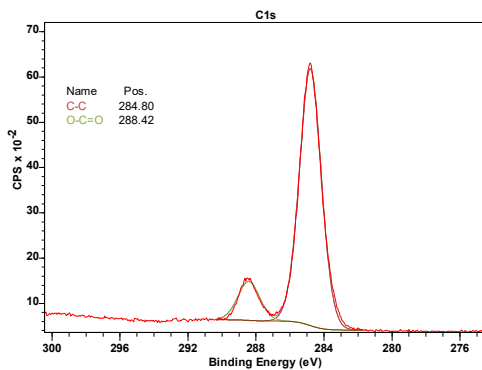


Figura 116

Espectro de alta resolución O1s acero al carbono API N-80 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100

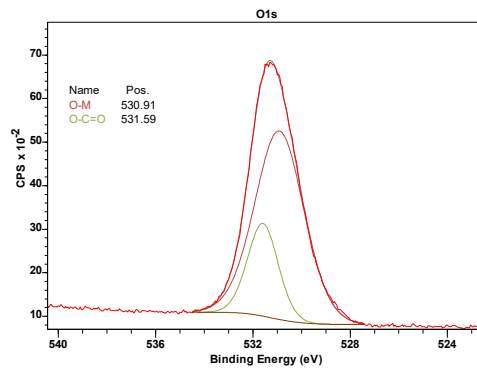
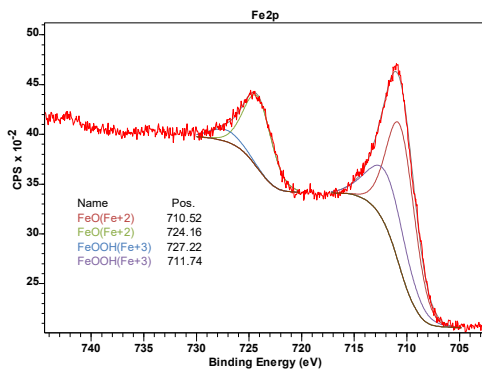


Figura 117

Espectro de alta resolución Fe2p acero al carbono API N-80 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100.



6.3.15. Conclusiones capítulo 3.

- La presencia de N₂ en el sistema CO₂ + H₂O mantuvo los patrones cualitativos de temperatura y presión establecidos en el Capítulo 2, tales como fueron efecto inverso de temperatura y máximos a 950 psi; no obstante, los amplificó cuantitativamente y generó un fenómeno de homogeneización acelerada. A 1 h/520 °F, el acero API N-80 registró velocidades de 3,656 mm/año a 950 psi, representando un incremento del 38 % respecto al valor máximo del mismo acero en CO₂ + H₂O bajo condiciones equivalentes (2,43 mm/año a 540 °F/950 psi); a presión extrema de 1.100 psi, el valor fue de 3,308 mm/año, y a 800 psi de 2,960 mm/año. Para el acero API P-110, el máximo a 1 hora fue de 3,134 mm/año a 520 °F/950 psi, 38 % superior al registrado en CO₂ + H₂O (2,27 mm/año), confirmando el efecto potenciador del N₂. Los valores de variación de masa del acero API N-80 en el ambiente CO₂ + H₂O + N₂ resultó entre 8.000 y 11.000 veces mayor que en CO₂ puro, y aproximadamente 50 % superior a la del ambiente CO₂ + H₂O.

- La cinética de corrosión en presencia de N_2 describió un patrón de disminución progresiva similar al del Capítulo 2, pero con magnitudes superiores y con una reactivación en la fase de 50 - 120 horas ausente en el ambiente binario. Para el acero API N-80, la velocidad máxima fue de 3,656 mm/año a 520 °F/950 psi/1 h; entre 1 y 20 horas se produjo una reducción, con velocidades de 0,426 - 0,487 mm/año a 20 horas; entre 20 y 50 horas la reducción continuó hacia 0,170 - 0,226 mm/año; a 120 horas los valores oscilaron entre 0,092 y 0,200 mm/año; y a 200 horas los valores se situaron entre 0,069 y 0,183 mm/año. Para el acero API P-110, la velocidad máxima fue de 3,134 mm/año a 520 °F/950 psi/1 h; la reducción entre 1 y 20 horas fue de 3,8 a 5,5 veces según condición, con velocidades de 0,487 - 0,574 mm/año; entre 20 y 50 horas la reducción adicional fue del 54 - 58 %, alcanzando 0,212 - 0,263 mm/año; y en la fase 50 - 120 horas continuó la reducción con comportamientos diferenciados por condición. A 20 horas, la velocidad del API P-110 en $CO_2 + H_2O + N_2$ superó entre un 15 y 20 % a la registrada en el ambiente de $CO_2 + H_2O$ bajo condiciones equivalentes, confirmando que el efecto potenciador del N_2 se mitiga con el tiempo pero no desaparece. Frente al CO_2 puro, las velocidades del acero API P-110 en este ambiente fueron del orden de 15.000 - 20.000 veces mayores a 20 horas.

- Los análisis de DRX aplicados al API N-80 y XPS aplicado al API N-80 a 200 h/560 °F/1.100 psi permitieron establecer mecanismos distintos a los observados en los capítulos anteriores. Por medio de los análisis de DRX se identificó Fe_3O_4 como fase cristalina predominante bajo todas las condiciones estudiadas, con hematita (Fe_2O_3) como producto de oxidación completa por transformación $Fe_3O_4 \rightarrow Fe_2O_3$ facilitada por las altas temperaturas. El hallazgo mecanístico más relevante fue la detección simultánea de $MnCO_3$ y Fe_3C , ambas fases ausentes en los ambientes anteriores. Los análisis de XPS del acero API N-80 confirmaron la presencia de $FeCO_3$ con el pico C1s a 288,42 eV. La presencia de N_2 interfiere en la cinética del $FeCO_3$, favoreciendo la formación de carbonatos con menor grado de cristalinidad y mayor densidad de defectos estructurales.

- Ambos aceros compartieron los mismos patrones cualitativos, efecto inverso de temperatura, máximo a 950 psi y homogeneización a 20 horas, pero con diferencias en magnitud y en la naturaleza de su degradación. De esta forma, en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$, el N_2 actúa como modificador del proceso corrosivo para ambos aceros, intensificando las velocidades de corrosión entre un 38 % y un 50 % respecto al sistema binario, además que homogeneiza el comportamiento, transforma los productos de corrosión hacia especies amorfas y menos protectoras, e introduce mecanismos de descarburización selectiva. El acero API P-110 muestra mayor susceptibilidad a la degradación microestructural por su mayor dureza inicial y densidad de carburos.

6.4. Capítulo 4: Ambiente de dióxido de carbono-vapor de agua - nitrógeno – oxígeno.

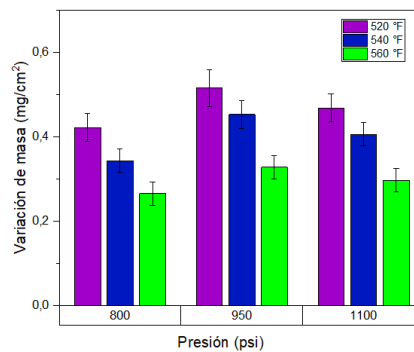
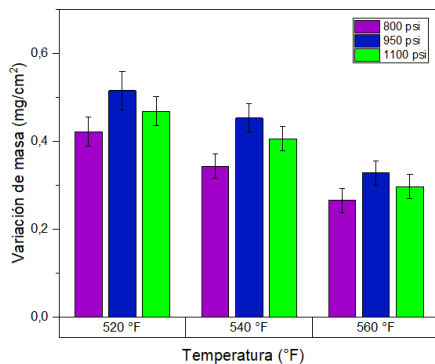
6.4.1. Efecto de las variables temperatura y presión sobre variación de masa para el acero API N-80 en el ambiente $CO_2+H_2O+N_2+O_2$.

El análisis de las gráficas de variación de masa para el acero API N-80 expuesto durante 1 hora al ambiente de estudio muestra que, a 520 °F, la variación de masa alcanza valores de 0,421 mg/cm² a 800 psi, 0,515 mg/cm² a 950 psi y 0,468 mg/cm² a 1.100 psi. En contraste, a 540 °F, se observa una disminución generalizada, con valores de 0,343 mg/cm² a 800 psi, 0,453 mg/cm² a 950 psi y 0,406 mg/cm² a 1.100 psi, representando reducciones del orden de 19,0 %, 13,5 % y 13,0 % respectivamente. Esta tendencia continúa al alcanzar 560 °F, donde se registran valores de 0,265 mg/cm² a 800 psi, 0,328 mg/cm² a 950 psi y 0,296 mg/cm² a 1.100 psi, lo cual representa disminuciones adicionales del 23,5 %, 26,7 % y 27,5 % respecto a 540 °F.

La reducción total en la variación de masa entre 520 °F y 560 °F alcanza el 38,1 % a 800 psi, 36,5 % a 950 psi y 37,0 % a 1.100 psi, demostrando un efecto inverso de la temperatura en todas las presiones estudiadas. El comportamiento respecto a la presión muestra un máximo definido a 950 psi para todas las temperaturas.

Figura 118

a) Temperatura vs variación de masa a 1 hora de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $CO_2+ H_2O+N_2+O_2$. b) Presión vs variación de masa a 1 hora de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $CO_2+ H_2O+N_2 +O_2$.



a)

b)

El comportamiento observado para 20 horas de exposición exhibe que, a 520 °F, la variación de masa alcanza valores de 1,321 mg/cm² a 800 psi, 1,531 mg/cm² a 950 psi y 1,421 mg/cm² a 1.100 psi. Al pasar a 540 °F, se observa una disminución a valores de 1,234 mg/cm² a 800 psi, 1,437 mg/cm² a 950 psi y 1,328 mg/cm² a 1.100 psi. A 560 °F, la tendencia decreciente continúa, con valores de 1,109 mg/cm² a 800 psi, 1,312 mg/cm² a 950 psi y 1,156 mg/cm² a 1.100 psi.

El patrón no lineal respecto a la presión se mantiene, con un máximo definido a 950 psi para todas las temperaturas. Por otro lado, comparando con los resultados a 1 hora, se observa un incremento en la variación de masa, con factores que oscilan entre 3,0 y 3,4 según las condiciones específicas. Este aumento refleja la continuidad del proceso durante este período.

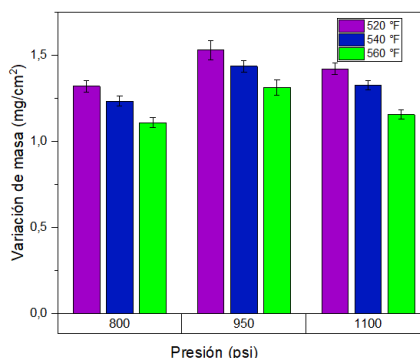
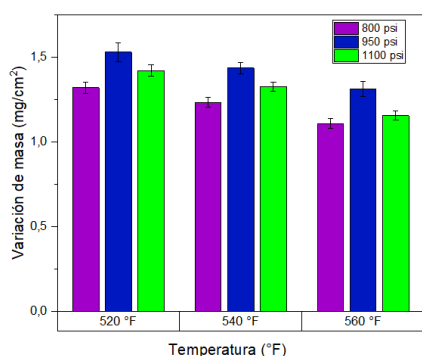
Al contrastar estos resultados con los obtenidos para el mismo acero API N-80 expuesto durante 20 horas a las mezclas anteriores. Respecto al ambiente de CO₂ puro, los valores para el presente ambiente son aproximadamente 14.000 - 19.000 veces superiores. En comparación con el ambiente CO₂ - H₂O, los valores son 1,9 - 2,0 veces superiores. Contrastados los valores con el ambiente de CO₂-H₂O-N₂, los valores alcanzados para este ambiente presentan valores 1,4 - 1,7 veces superiores.

Estas diferencias confirman que la adición de oxígeno al sistema, aun en baja concentración, potencia la cinética del proceso, posiblemente por la generación de

mecanismos de oxidación directa que se superponen a los ya presentes en las mezclas anteriores. El oxígeno actúa como agente oxidante que se reduce catódicamente, acelerando la disolución anódica del hierro y modificando fundamentalmente la composición de los productos de corrosión formados.

Figura 119

a) *Temperatura vs variación de masa a 20 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2 + O_2$.* b) *Presión vs variación de masa a 20 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2 + O_2$.*



a)

b)

A 50 horas de exposición se obtienen los valores a 520 °F de 1,515 mg/cm² a 800 psi, 1,828 mg/cm² a 950 psi y 1,671 mg/cm² a 1.100 psi. Al pasar a 540 °F, se observa una ligera disminución, con valores de 1,437 mg/cm² a 800 psi, 1,750 mg/cm² a 950 psi y 1,593 mg/cm² a 1.100 psi, representando reducciones aproximadas de 4,6 %, 4,3 % y 4,8 % respectivamente. A 560 °F, la tendencia continúa, con valores de 1,312 mg/cm² a 800 psi, 1,593 mg/cm² a 950 psi y 1,453 mg/cm² a 1.100 psi.

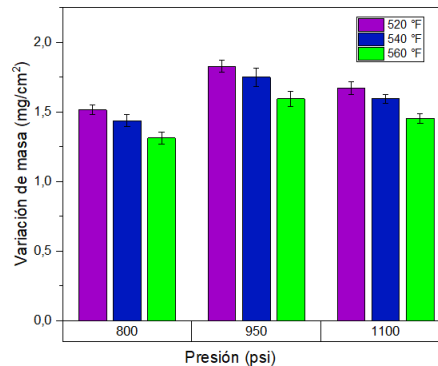
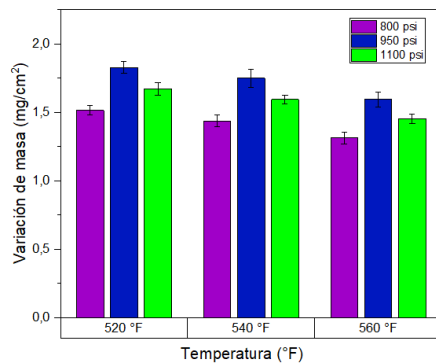
El patrón no lineal respecto a la presión se mantiene, con un máximo definido a 950 psi para todas las temperaturas estudiadas. Comparando con los resultados a 20 horas, se observa un incremento en la variación de masa, con factores que oscilan entre 1,15 y 1,23 según las condiciones específicas. Esta desaceleración respecto al aumento observado entre

1 y 20 horas (factores de 3,0 - 3,4) podrían indicar el inicio de una fase de estabilización relativa.

Contrastando estos resultados con los obtenidos para el mismo acero API N-80 expuesto durante 50 horas a las mezclas anteriores, es posible mencionar que, respecto al ambiente CO_2 - H_2O - N_2 , el presente ambiente de estudio muestra valores aproximadamente 1,8 - 2,0 veces superiores. Esta diferencia es mayor que la observada a 1 y 20 horas (factores de 1,4 - 1,9), indicando que el efecto del oxígeno se acentúa con el tiempo de exposición. Este comportamiento sugiere que, en presencia de oxígeno, los productos de corrosión formados poseen características diferentes (posiblemente mayor porosidad) que los desarrollados en ambiente sin oxígeno, permitiendo que el proceso mantenga una mayor actividad incluso después de períodos prolongados (Cui et al., 2024).

Figura 120

a) *Temperatura vs variación de masa a 50 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$. b) Presión vs variación de masa a 50 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$.*



a)

b)

El comportamiento observado para 120 horas de exposición muestra como a 520 °F, la variación de masa alcanza valores de 2,843 mg/cm² a 800 psi, 3,593 mg/cm² a 950 psi y 3,265 mg/cm² a 1.100 psi. A 540 °F, se observa una disminución a 2,593 mg/cm² a 800 psi,

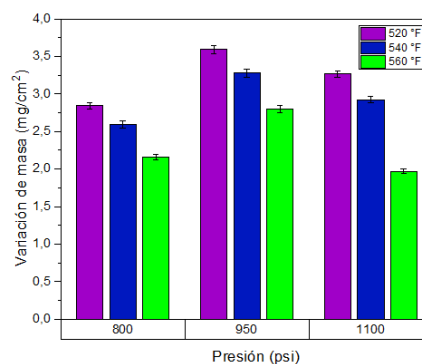
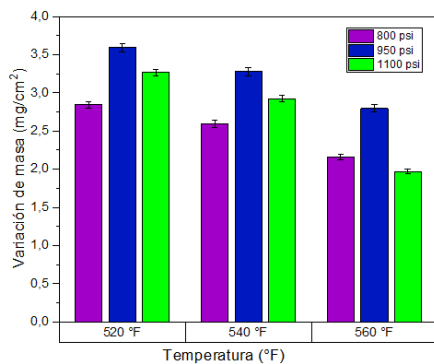
3,281 mg/cm² a 950 psi y 2,921 mg/cm² a 1.100 psi. A 560 °F, la tendencia decreciente se acentúa, con valores de 2,156 mg/cm² a 800 psi, 2,796 mg/cm² a 950 psi y 1,968 mg/cm² a 1.100 psi.

El patrón no lineal respecto a la presión se mantiene con mayor intensidad que a tiempos menores. Es particularmente notable la caída pronunciada en la variación de masa a 1.100 psi/560 °F (1,968 mg/cm²), que rompe con la tendencia general observada a otras presiones. Este comportamiento podría indicar la formación de una capa de productos con características protectoras específicas bajo estas condiciones.

Comparando con los resultados a 50 horas, se observa un incremento en la variación de masa, con factores que oscilan entre 1,7 y 2,0. Este aumento después de un período de relativa estabilización (20 - 50 horas) indica una reactivación del proceso, potencialmente asociada a transformaciones en las capas de productos formadas.

Figura 121

a) *Temperatura vs variación de masa a 120 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂+ H₂O+N₂+O₂.* b) *Presión vs variación de masa a 120 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂+ H₂O+N₂+O₂.*



a)

b)

Para el tiempo de exposición de 200 horas el efecto de la temperatura revela que, a 520 °F, la variación de masa alcanza valores de 3,156 mg/cm² a 800 psi, 4,968 mg/cm² a 950

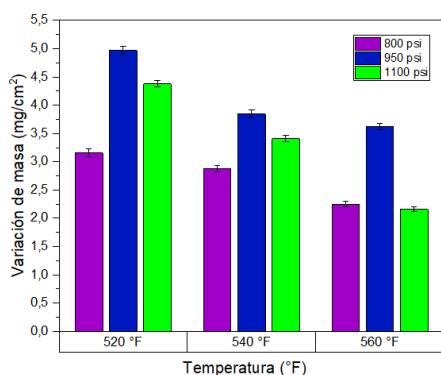
psi y 4,374 mg/cm² a 1.100 psi. Al pasar a 540 °F, se observa una disminución a 2,875 mg/cm² a 800 psi, 3,843 mg/cm² a 950 psi y 3,406 mg/cm² a 1.100 psi.

El patrón no lineal respecto a la presión se mantiene. Esta acentuación del efecto de la presión, particularmente el máximo a 950 psi y la caída a 1.100 psi/560 °F, representa un comportamiento que sugiere transformaciones fundamentales en los mecanismos de corrosión después de períodos muy prolongados.

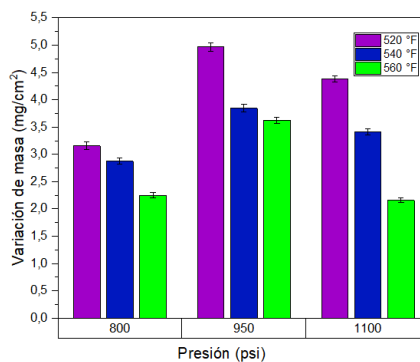
El comportamiento observado a 200 horas representa la culminación de una evolución compleja donde los potenciales productos de corrosión formados en presencia de oxígeno han desarrollado características específicas que modulan de manera diferenciada el comportamiento del sistema según las variables operativas. La existencia de puntos críticos (máximo a 950 psi/520 °F y mínimo a 1.100 psi/560 °F) subraya la naturaleza no lineal y difícilmente predecible de este sistema después de períodos prolongados de exposición.

Figura 122

a) *Temperatura vs variación de masa a 200 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂+ H₂O+N₂+O₂.* b) *Presión vs variación de masa a 200 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente CO₂+ H₂O+N₂+O₂.*



a)



b)

6.4.2. Efecto del tiempo sobre la variación de masa para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$.

El análisis de las gráficas de variación de masa en función del tiempo para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$ exhiben un comportamiento evolutivo con fases diferenciadas que caracterizan la progresión del proceso.

En la etapa inicial, se observan patrones definidos con efecto no lineal de la presión (máximo a 950 psi) y efecto inverso de la temperatura. Estos valores iniciales son superiores a los observados en los ambientes anteriores para el mismo tiempo de exposición, reflejando el efecto combinado del vapor de agua, nitrógeno y particularmente el oxígeno, que aun en baja concentración cataliza el proceso.

Entre 1 y 20 horas se produce un incremento en la variación de masa. Este aumento representa un factor de 2,5 - 3,0 respecto a los valores iniciales, similar al observado en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$, pero con magnitudes consistentemente superiores. Durante esta fase, se mantienen los patrones respecto a temperatura y presión, aunque con gradientes menos pronunciados para la temperatura.

Entre 20 y 50 horas, el incremento en la variación de masa es más moderado. Este aumento representa un factor de apenas 1,15 - 1,23 respecto a los valores a 20 horas, indicando una desaceleración del proceso. Es notable la estabilización de los patrones de comportamiento en esta fase, con diferencias proporcionales casi idénticas entre las distintas presiones para todas las temperaturas, sugiriendo que el sistema ha alcanzado un estado de cuasi-equilibrio.

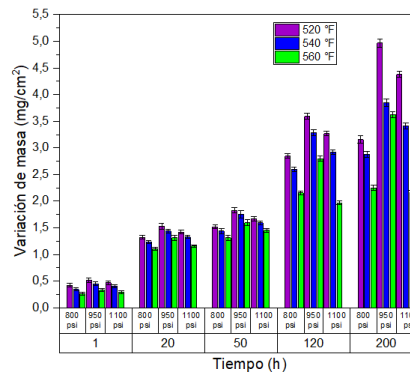
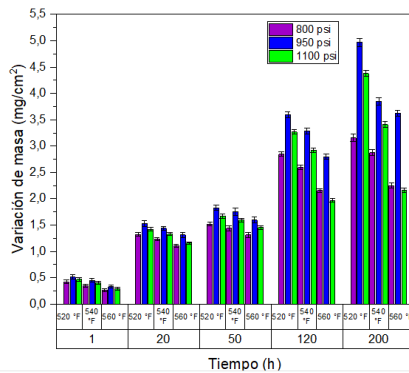
Entre 50 y 120 horas se produce un incremento importante en la variación de masa. Este aumento representa un factor de 1,7 - 2,0 respecto a los valores a 50 horas, indicando una reactivación del proceso corrosivo. Esta fase de aceleración viene acompañada de una acentuación de los patrones diferenciados, particularmente la aparición de un comportamiento a 1.100 psi/560 °F, donde la variación de masa cae respecto a otras condiciones.

Entre 120 y 200 horas, la variación de masa continúa aumentando. Este incremento es variable según las condiciones específicas, desde moderado (aproximadamente 10 %) en casos como 1.100 psi/560 °F hasta significativo (aproximadamente 38 %) en otros como 950 psi/520 °F.

La característica más notable de esta fase final es la reorganización de los patrones, con una amplificación del efecto de la presión y una intensificación del comportamiento a 1.100 psi/560 °F. Estas características sugieren que, después de 200 horas, el sistema ha desarrollado transformaciones en los mecanismos dominantes del proceso corrosivo.

Figura 123

a) *Tiempo vs variación de masa con respecto a temperatura variable para el acero API N-80 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2 + O_2$. b) *Tiempo vs variación de masa con respecto a presión variable para el acero API N-80 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2 + O_2$.**



a)

b)

6.4.3. Efectos de las variables temperatura y presión sobre velocidad de corrosión para el acero API N-80 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2 + O_2$.

El análisis de las gráficas de velocidad de corrosión para el acero API N-80 expuesto durante 1 hora revela que, a 520 °F, la velocidad de corrosión alcanza valores de 4,70 mm/año a 800 psi, 5,74 mm/año a 950 psi y 5,22 mm/año a 1.100 psi. Al pasar a 540 °F, se observa

una disminución a 3,83 mm/año a 800 psi, 5,05 mm/año a 950 psi y 4,52 mm/año a 1.100 psi. A 560 °F, la tendencia decreciente continúa, con valores de 2,96 mm/año a 800 psi, 3,65 mm/año a 950 psi y 3,30 mm/año a 1.100 psi.

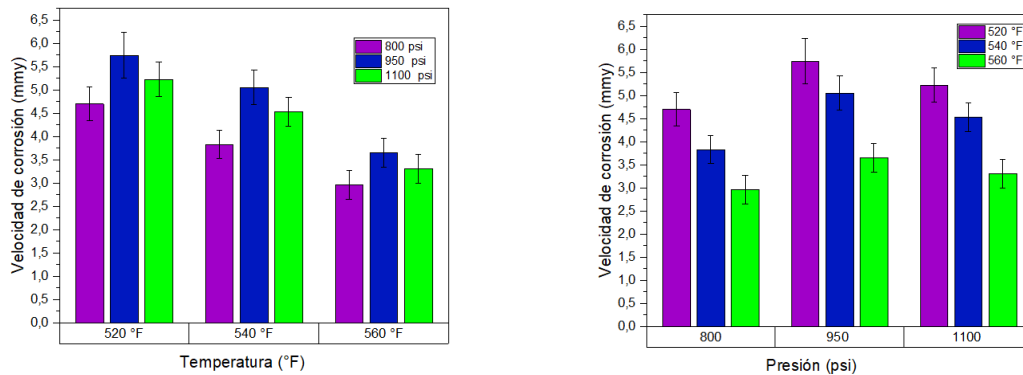
El comportamiento respecto a la presión muestra un patrón no lineal con valores máximos a 950 psi para todas las temperaturas. Este patrón sugiere la existencia de una presión óptima donde se maximiza la agresividad del medio corrosivo, potencialmente asociada a un equilibrio específico entre fase gaseosa y condensado superficial.

Al contrastar estos resultados con los obtenidos para el ambiente anterior, se observa que la presencia de O_2 genera un incremento en la velocidad de corrosión (Liu et al., 2024, Wang et al., 2024). En la mezcla 3, los valores máximos alcanzan 3,65 mm/año, mientras que en este ambiente llegan a 5,74 mm/año, representando un incremento de aproximadamente 57 %.

Los patrones generales (efecto inverso de temperatura y máximo a presión intermedia) se mantienen con respecto al ambiente anterior.

Figura 124

a) *Temperatura vs velocidad de corrosión a 1 hora de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2 + O_2$.* b) *Presión vs velocidad de corrosión a 1 hora de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2 + O_2$.*



a)

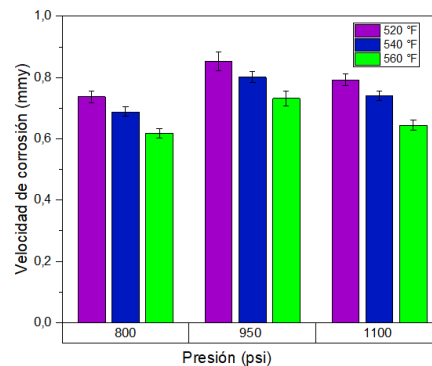
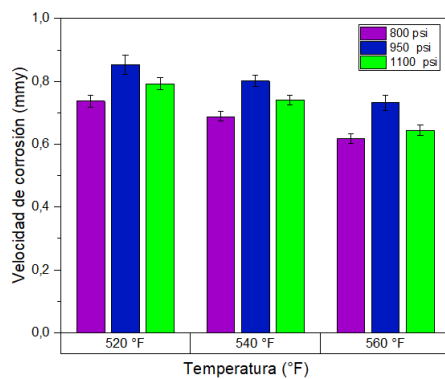
El comportamiento para el acero API N-80 expuesto durante 20 horas muestra que, a 520 °F, la velocidad de corrosión alcanza valores de 0,736 mm/año a 800 psi, 0,853 mm/año a 950 psi y 0,792 mm/año a 1.100 psi. Al pasar a 540 °F, se observa una disminución a 0,687 mm/año a 800 psi, 0,801 mm/año a 950 psi y 0,740 mm/año a 1.100 psi. A 560 °F, la tendencia decreciente continúa, con valores de 0,618 mm/año a 800 psi, 0,731 mm/año a 950 psi y 0,644 mm/año a 1.100 psi.

b)

El comportamiento respecto a la presión mantiene el patrón no lineal con máximos a 950 psi, al igual que el observado a 1 hora. La persistencia de este patrón con máximo a presión intermedia, con proporciones similares a las observadas a 1 hora, sugiere que este comportamiento es una característica del sistema, no un fenómeno transitorio de la etapa inicial.

Figura 125

a) *Temperatura vs velocidad de corrosión a 20 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2 + O_2$.* b) *Presión vs velocidad de corrosión a 20 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2 + O_2$.*



a)

El análisis de las gráficas para el acero API N-80 expuesto durante 50 horas muestra el efecto inverso de la temperatura. De esta forma, a 520 °F, la velocidad de corrosión alcanza

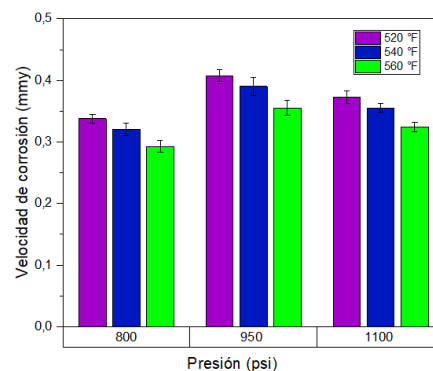
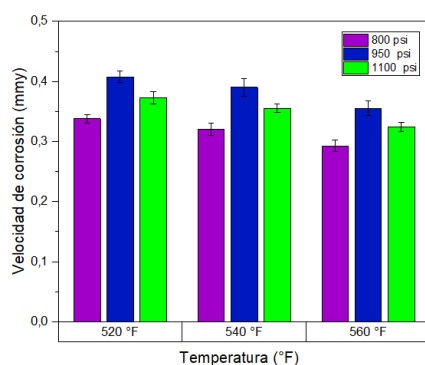
b)

valores de 0,337 mm/año a 800 psi, 0,407 mm/año a 950 psi y 0,372 mm/año a 1.100 psi. Al pasar a 540 °F, se observa una disminución a 0,320 mm/año a 800 psi, 0,390 mm/año a 950 psi y 0,355 mm/año a 1.100 psi, representando reducciones del 5,9 %, 4,9 % y 2,7 % respectivamente. A 560 °F, la tendencia decreciente continúa, con valores de 0,292 mm/año a 800 psi, 0,355 mm/año a 950 psi y 0,323 mm/año a 1.100 psi.

El comportamiento respecto a la presión mantiene el patrón no lineal con máximo a 950 psi. La persistencia de este patrón con proporciones similares a las observadas a menores tiempos confirma que este comportamiento es una característica del sistema. Comparando con los resultados a 20 horas, se observa una reducción en la velocidad de corrosión, con factores que oscilan entre 2,1 y 2,2 según las condiciones específicas.

Figura 126

a) *Temperatura vs velocidad de corrosión a 50 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2 + O_2$.* b) *Temperatura vs velocidad de corrosión a 50 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2 + O_2$.*



a)

b)

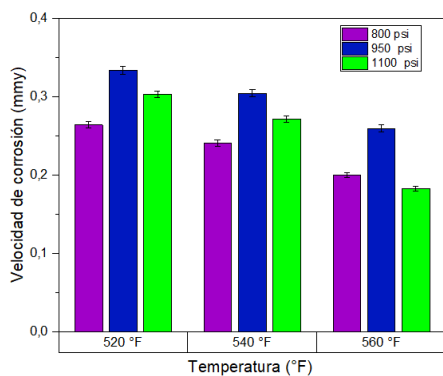
El análisis de las gráficas de velocidad de corrosión para el acero API N-80 expuesto durante 120 horas muestra al igual que en los tiempos menores un efecto inverso para la variable temperatura.

A 520 °F, la velocidad de corrosión alcanza valores de 0,264 mm/año a 800 psi, 0,333 mm/año a 950 psi y 0,303 mm/año a 1.100 psi. Al pasar a 540 °F, se observa una disminución a 0,240 mm/año a 800 psi, 0,304 mm/año a 950 psi y 0,271 mm/año a 1.100 psi, representando reducciones del 7,7 %, 6,1 % y 10,0 % respectivamente. A 560 °F, la tendencia decreciente continua, con valores de 0,200 mm/año a 800 psi, 0,259 mm/año a 950 psi y 0,182 mm/año a 1.100 psi.

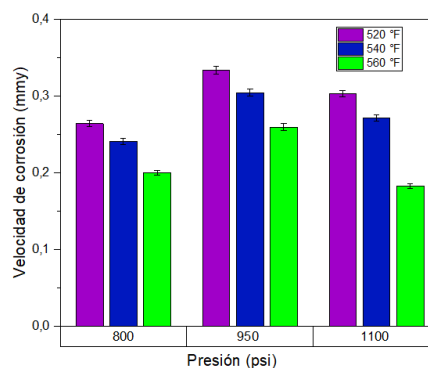
El patrón respecto a la presión mantiene valores máximos a 950 psi para todas las temperaturas. Comparando con los resultados a 50 horas, se observa una reducción adicional en la velocidad de corrosión, con factores que oscilan entre 0,74 y 0,79 para la mayoría de las condiciones. Esta disminución, más moderada que la observada en etapas anteriores, puede sugerir que el sistema se aproxima a un estado de estabilización relativa.

Figura 127

a) *Temperatura vs velocidad de corrosión a 120 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2 + O_2$. b) Presión vs velocidad de corrosión a 120 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2 + O_2$.*



a)



b)

Finalmente, el análisis de las gráficas de velocidad de corrosión para el acero API N-80 expuesto durante 200 horas confirma el efecto inverso de la temperatura. A 520 °F, la velocidad de corrosión alcanza valores de 0,175 mm/año a 800 psi, 0,276 mm/año a 950 psi

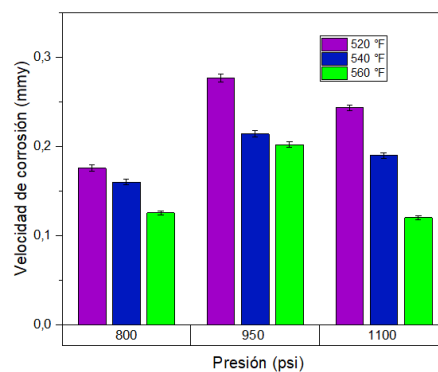
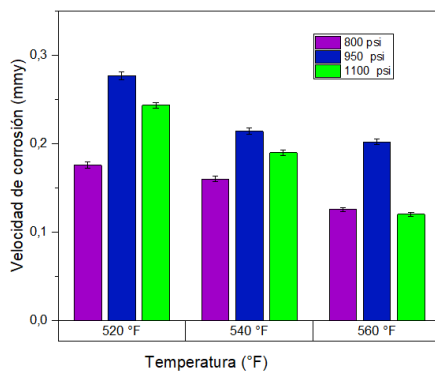
y 0,243 mm/año a 1.100 psi. Al pasar a 540 °F, se observa una disminución a valores de 0,160 mm/año a 800 psi, 0,214 mm/año a 950 psi y 0,189 mm/año a 1.100 psi, representando reducciones del 5,9 %, 21,4 % y 20,8 % respectivamente. A 560 °F, la tendencia decreciente continúa según la presión, con valores de 0,125 mm/año a 800 psi, 0,202 mm/año a 950 psi y 0,120 mm/año a 1.100 psi.

El comportamiento respecto a la presión mantiene el patrón no lineal con valores máximos a 950 psi para todas las temperaturas.

Comparando con los resultados a 120 horas, se observa una reducción adicional en la velocidad de corrosión, con factores que oscilan entre 0,65 y 0,80 según las condiciones específicas. Esta disminución, aunque menos pronunciada que en etapas anteriores, confirma que el proceso corrosivo continúa desacelerándose.

Figura 128

a) *Temperatura vs velocidad de corrosión a 200 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2 + O_2$. b) Presión vs velocidad de corrosión a 200 horas de exposición para el acero API N-80 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2 + O_2$.*



a)

b)

6.4.4. Efecto del tiempo sobre la velocidad de corrosión para el acero API N-80 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2 + O_2$.

El comportamiento del efecto del tiempo sobre la velocidad de corrosión para el acero API N-80 en el ambiente $CO_2+H_2O+N_2+O_2$ muestra un comportamiento evolutivo caracterizado por fases diferenciadas.

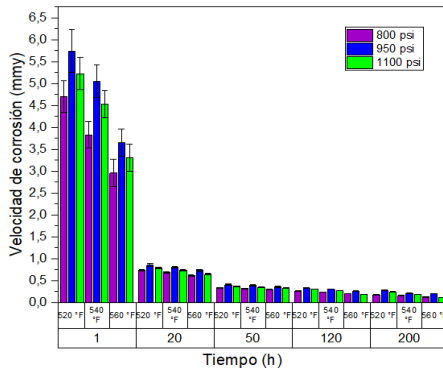
En la etapa inicial, el sistema exhibe velocidades de corrosión elevadas, reflejando la interacción directa entre el acero y el medio corrosivo. Esta fase se caracteriza por mostrar un efecto no lineal de la presión, con máximos a 950 psi y un efecto inverso de la temperatura.

En la segunda fase, se produce una reducción en la velocidad de corrosión, indicando la formación de capas de productos. Seguidamente, en la siguiente fase la velocidad de corrosión continúa disminuyendo, pero a un ritmo menos pronunciado, indicando una desaceleración del proceso. Luego, la velocidad continúa descendiendo a un ritmo más moderado, indicando que el sistema se aproxima a un estado de estabilización.

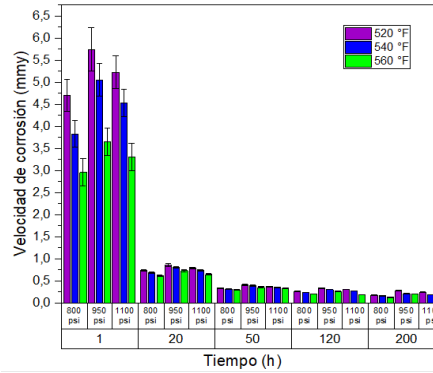
Es en esta fase donde emergen comportamientos particulares, específicamente a 1.100 psi/560 °F, donde la reducción es mayor. Esta divergencia sugiere que, después de períodos prolongados, diferentes combinaciones de variables operativas pueden generar transformaciones distintas en los productos de corrosión. En la fase final, el sistema muestra comportamientos que continúan la tendencia decreciente.

Figura 129

a) Tiempo vs velocidad de corrosión con respecto a temperatura variable para el acero API N-80 en el ambiente $CO_2+ H_2O+N_2+O_2$. b) Tiempo vs velocidad de corrosión con respecto a presión variable para el acero API N-80 en el ambiente $CO_2+ H_2O+N_2+O_2$.



a)



b)

6.4.5. Análisis de metalografía para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$.

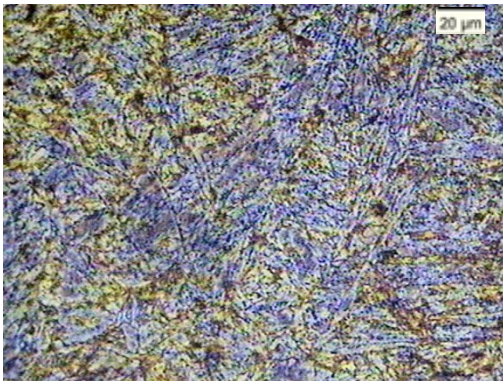
La micrografía del acero API N-80 expuesto al ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$ muestra diferencias importantes comparadas con las muestras expuestas a los ambientes sin oxígeno. Se observa la presencia de productos de corrosión superpuestos en la superficie, evidenciados por diferentes coloraciones, regiones con tonalidades violáceas indicativas de óxidos e hidróxidos de hierro, y zonas con coloraciones amarillentas asociadas a productos de carbonatación.

El comportamiento observado contrasta con el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$ sin oxígeno, donde se registró un incremento en la dureza superficial hasta 66.5 HRA, atribuido al enriquecimiento en cementita (Fe_3C) por disolución selectiva de la matriz ferrítica. En presencia de oxígeno, la dureza disminuyó drásticamente hasta 58.8 HRA, incluso por debajo del valor inicial de 60.02 HRA. Este cambio en el comportamiento evidencia que la presencia de oxígeno altera la naturaleza del proceso corrosivo, transitando desde un mecanismo de disolución selectiva que expone fases duras, hacia uno de formación de óxidos e hidróxidos de menor dureza. Estudios previos reportan que los oxihidróxidos de hierro formados en ambientes con presencia de oxígeno tienden a ser menos protectores que los productos de carbonatos o el enriquecimiento en carburos, debido a su estructura más abierta y menor compacidad (Ren et al., 2023; Fonseca et al., 2024)

Estos resultados subrayan la importancia crítica del control de oxígeno en sistemas multicomponentes de CO_2 . La presencia de oxígeno modifica drásticamente el comportamiento, transformando un mecanismo que genera enriquecimiento superficial en carburos hacia uno que produce capas de productos oxidados con degradación de las propiedades mecánicas superficiales. Esta transición, confirmada mediante las técnicas de caracterización de DRX y XPS del presente capítulo, evidencia que incluso pequeñas cantidades de O_2 pueden alterar fundamentalmente la naturaleza de la corrosión en estos sistemas (Hua et al., 2015; Sun et al., 2018).

Figura 130

Micrografía Acero API N-80 después de la exposición al ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$, 560 °F/1.100 psi/200 h.



6.4.6. Análisis de Microscopía Electrónica de Barrido para el acero API N-80 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$.

La superficie muestra productos con distribución irregular y contrastes múltiples, confirmando formación multifásica de productos bajo mecanismo de corrosión mixta. La segunda micrografía muestra capa de espesor variable con morfología porosa, validando que los productos obtenidos en el sistema cuaternario potencialmente son menos protectores que en ambientes simples.

En la figura 131 se observa una estructura altamente heterogénea con productos de corrosión distribuidos irregularmente sobre la superficie. Esta morfología contrasta con las estructuras ordenadas observadas en ambientes anteriores, confirmando que el ambiente genera productos menos protectores. Los espectros EDS reflejan alta intensidad de hierro con presencia de oxígeno, indicando productos oxidativos.

La vista transversal muestra capa de productos con espesor irregular y morfología fragmentada. La estructura porosa y continuidad interfacial variable confirman que los productos formados en ambiente cuaternario son menos compactos y protectores que en ambientes anteriores.

Figura 131

a) Zona superficial acero al carbono API N-80 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi 120x. b) Zona superficial acero al carbono API N-80 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi 200x.

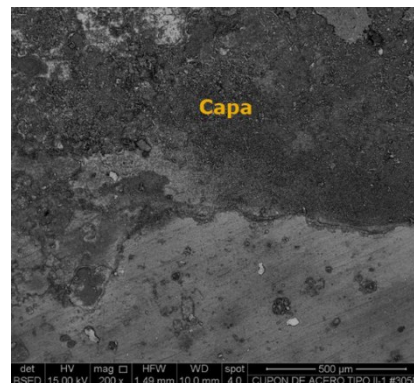
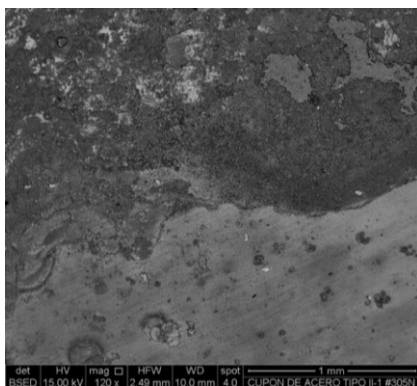
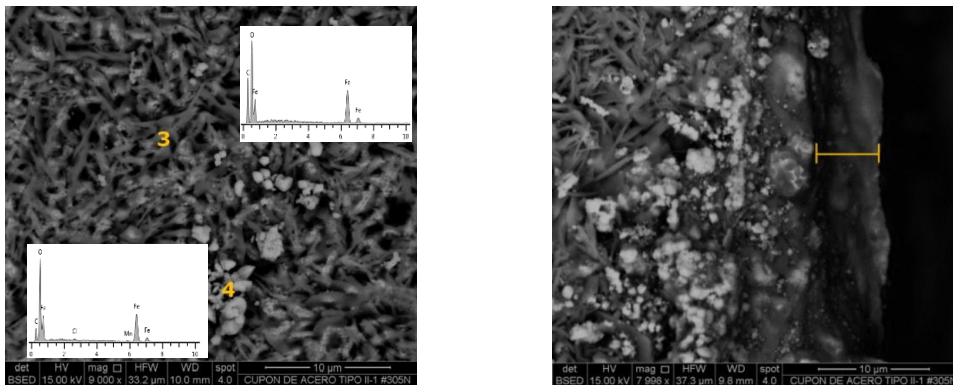


Figura 132

a) Zona superficial acero al carbono API N-80 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi 9000x. b) Zona transversal acero al carbono API N-80 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi 7998x.



6.4.7. Efecto de las variables temperatura y presión sobre variación de masa para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2 + \text{O}_2$.

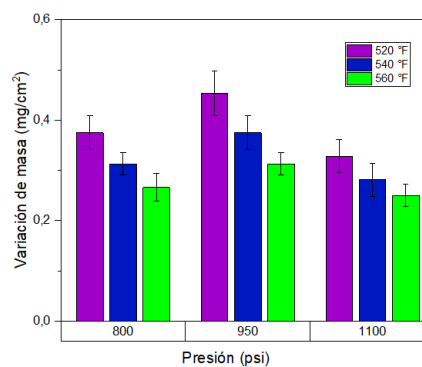
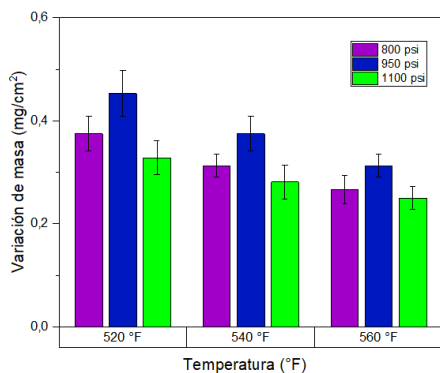
Para 1 hora de exposición se observa un efecto inverso de la temperatura, donde la variación de masa disminuye al aumentar la temperatura en el rango estudiado. Los valores registrados a 560 °F son inferiores a los observados a 520 °F, con reducciones progresivas al incrementar esta variable. A 520 °F, la variación de masa alcanza valores de 0,375 mg/cm² a 800 psi, 0,453 mg/cm² a 950 psi y 0,328 mg/cm² a 1.100 psi. Al pasar a 540 °F, se observa una disminución a 0,312 mg/cm² a 800 psi, 0,375 mg/cm² a 950 psi y 0,281 mg/cm² a 1.100 psi. A 560 °F, la tendencia continúa, con valores de 0,265 mg/cm² a 800 psi, 0,312 mg/cm² a 950 psi y 0,250 mg/cm² a 1.100 psi.

El comportamiento respecto a la presión muestra un patrón no lineal con valores máximos a 950 psi para todas las temperaturas estudiadas.

Al contrastar estos resultados con los obtenidos para el mismo acero API P-110 expuesto durante 1 hora a la mezcla 3, se observa que los valores de variación de masa en la mezcla 4 son aproximadamente 50 - 65 % mayores bajo condiciones equivalentes. Esta diferencia evidencia el efecto del oxígeno sobre el proceso, incluso en baja concentración. Los patrones respecto a temperatura y presión son similares en ambas mezclas, con efecto inverso de temperatura y máximo a 950 psi, sugiriendo mecanismos comparables.

Figura 133

a) Temperatura vs variación de masa a 1 hora de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2 + O_2$. b) Presión vs variación de masa a 1 hora de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2 + O_2$.



a)

b)

A 20 horas de exposición se observa un efecto inverso de la temperatura, donde la variación de masa disminuye al aumentar la temperatura en el rango estudiado. Los valores registrados a 560 °F son inferiores a los observados a 520 °F, aunque con reducciones menos pronunciadas que a 1 hora de exposición. A 520 °F, la variación de masa alcanza valores de 1,484 mg/cm² a 800 psi, 1,687 mg/cm² a 950 psi y 1,453 mg/cm² a 1.100 psi. Al pasar a 540 °F, se observa una disminución a 1,390 mg/cm² a 800 psi, 1,593 mg/cm² a 950 psi y 1,359 mg/cm² a 1.100 psi. A 560 °F, la tendencia continúa, con valores de 1,328 mg/cm² a 800 psi, 1,500 mg/cm² a 950 psi y 1,312 mg/cm² a 1.100 psi.

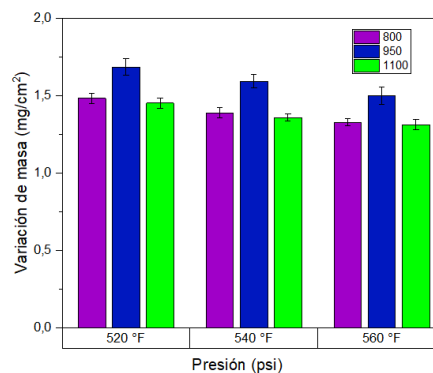
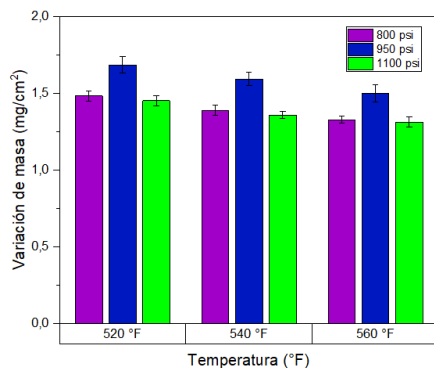
El comportamiento respecto a la presión mantiene el patrón no lineal con valores máximos a 950 psi para todas las temperaturas estudiadas. Al contrastar estos resultados con los obtenidos para el mismo acero API P-110 expuesto durante 20 horas a la mezcla 3, se observa que los valores de variación de masa en la mezcla 4 son aproximadamente 50 - 65 % mayores bajo condiciones equivalentes, manteniendo la proporción observada a 1 hora. Esta consistencia en la diferencia proporcional sugiere que el efecto potenciador del oxígeno se mantiene durante esta fase del proceso.

Al comparar con los resultados a 1 hora para la misma mezcla, se observa un incremento en la variación de masa, con factores de 3,7 - 4,0 según las condiciones específicas. Este aumento es inferior al observado en la mezcla 3, lo que podría indicar que en presencia de oxígeno se comienzan a formar más rápidamente capas de productos con cierta capacidad protectora.

La disminución del efecto de la temperatura respecto a lo observado a 1 hora sugiere que los productos de corrosión formados durante las primeras 20 horas comienzan a reducir la influencia de esta variable. Sin embargo, la persistencia del patrón no lineal respecto a la presión, con proporciones similares a las observadas a 1 hora, indica que este comportamiento es una característica del sistema, probablemente asociada a mecanismos de interacción entre el medio corrosivo y la superficie metálica.

Figura 134

a) *Temperatura vs variación de masa a 20 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2 + O_2$.* b) *Presión vs variación de masa a 20 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2 + O_2$.*



a)

b)

A las condiciones de 50 horas de exposición, se observa una reducción del efecto de la temperatura, donde la variación de masa muestra una disminución leve al aumentar la temperatura en el rango estudiado. Los valores registrados a 560 °F son ligeramente

inferiores a los observados a 520 °F, con reducciones mínimas al incrementar la temperatura. A 520 °F, la variación de masa alcanza valores de 1,687 mg/cm² a 800 psi, 1,843 mg/cm² a 950 psi y 1,593 mg/cm² a 1.100 psi. Al pasar a 540 °F, se observa una ligera disminución a 1,60 mg/cm² a 800 psi, 1,78 mg/cm² a 950 psi y 1,54 mg/cm² a 1.100 psi, representando reducciones del 5,9 %, 4,8 % y 4,9 % respectivamente. A 560 °F, la tendencia continúa, con valores de 1,53 mg/cm² a 800 psi, 1,70 mg/cm² a 950 psi y 1,47 mg/cm² a 1.100 psi.

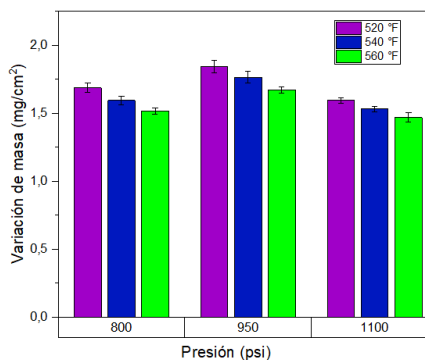
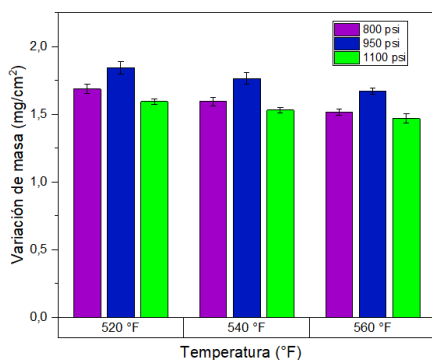
El comportamiento respecto a la presión mantiene el patrón no lineal con valores máximos a 950 psi para todas las temperaturas estudiadas. Al contrastar estos resultados con los obtenidos para el mismo acero API P-110 expuesto durante 50 horas a la mezcla 3, se observa que los valores de variación de masa en este ambiente son aproximadamente 50 - 60 % mayores bajo condiciones equivalentes. Esta consistencia en la diferencia proporcional respecto a tiempos menores confirma que el efecto del oxígeno se mantiene relativamente constante durante las primeras fases del proceso.

Al comparar con los resultados a 20 horas para la misma mezcla, se observa un incremento moderado en la variación de masa, con factores de 1,11 - 1,15 según las condiciones específicas. Esto sugiere que el sistema comienza a entrar en una fase donde los productos de corrosión empiezan a ejercer un efecto limitante sobre el proceso, independientemente de la presencia de oxígeno.

La homogenización progresiva del comportamiento respecto a la temperatura es común con lo observado en la mezcla 3. La persistencia del patrón no lineal respecto a la presión, con máximos a 950 psi, se mantiene como una característica persistente en ambos ambientes, aunque con diferencias menos pronunciadas que a tiempos menores. Estos resultados indican que, después de 50 horas de exposición, el sistema con o sin oxígeno ha alcanzado una etapa donde los patrones de comportamiento se mantienen, pero con una atenuación de los efectos de las variables operativas.

Figura 135

a) *Temperatura vs variación de masa a 50 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2 + O_2$.* b) *Presión vs variación de masa a 50 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2 + O_2$.*



a)

b)

A 120 horas de exposición, se observa un efecto más pronunciado de la temperatura, donde la variación de masa disminuye al aumentar esta en el rango estudiado. Los valores registrados a 560 °F son inferiores a los observados a 520 °F, con reducciones progresivas al incrementar la temperatura. A 520 °F, la variación de masa alcanza valores de 3,750 mg/cm² a 800 psi, 4,218 mg/cm² a 950 psi y 3,281 mg/cm² a 1.100 psi. Al pasar a 540 °F, se observa una disminución a 3,093 mg/cm² a 800 psi, 3,843 mg/cm² a 950 psi y 2,718 mg/cm² a 1.100 psi. A 560 °F, la tendencia se acentúa, con valores de 2,468 mg/cm² a 800 psi, 3,000 mg/cm² a 950 psi y 2,015 mg/cm² a 1.100 psi.

El comportamiento respecto a la presión mantiene el patrón no lineal con valores máximos a 950 psi para todas las temperaturas estudiadas, pero con diferencias más pronunciadas que a tiempos menores.

Al contrastar estos resultados con los obtenidos para el mismo acero API P-110 expuesto durante 120 horas a la mezcla 3, se observa que los valores de variación de masa en la mezcla 4 son aproximadamente 50 - 72 % mayores bajo condiciones equivalentes. Esta

diferencia proporcional, que se ha mantenido relativamente constante a lo largo del tiempo de exposición, confirma el efecto del oxígeno sobre el proceso.

Al comparar con los resultados a 50 horas para la misma mezcla, se observa un incremento en la variación de masa, con factores de 2,0 - 2,3 según las condiciones específicas. Esta nueva aceleración del proceso después de un período de relativa estabilización (20 - 50 horas) es similar a la observada en la mezcla 3, sugiriendo que este comportamiento es una característica de estos sistemas, independientemente de la presencia de oxígeno, aunque con magnitudes diferentes.

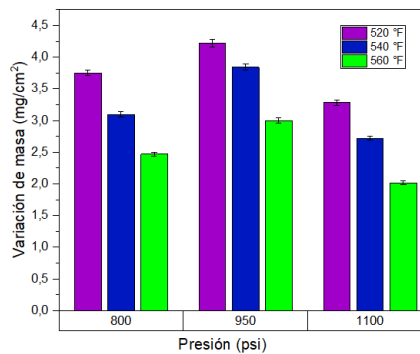
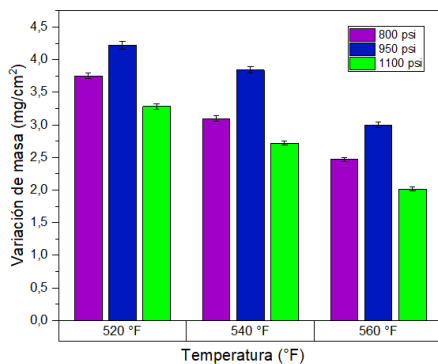
Es particularmente notable la acentuación de las diferencias entre condiciones a 120 horas respecto a tiempos menores, especialmente el comportamiento a 1.100 psi/560 °F, donde la variación de masa (2,015 mg/cm²) es inferior a la observada a otras presiones a la misma temperatura, sugiriendo la formación de productos con propiedades protectoras específicas bajo estas condiciones particulares.

La intensificación del efecto de la temperatura a 120 horas respecto a lo observado a 50 horas indica posibles transformaciones en los productos de corrosión que modifican su respuesta a esta variable después de períodos prolongados.

Estos resultados confirman que, después de 120 horas de exposición, el sistema con oxígeno ha experimentado transformaciones similares a las observadas en la mezcla 3, pero con magnitudes superiores, reflejando la mayor intensidad del proceso corrosivo en presencia de este componente.

Figura 136

a) Temperatura vs variación de masa a 120 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂+ H₂O+N₂+O₂. b) Presión vs variación de masa a 20 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente CO₂+ H₂O+N₂+O₂.



a)

b)

Finalmente, para el tiempo de exposición de 200 horas, se observa un efecto diferenciado de la temperatura con patrones que reflejan transformaciones en el sistema después de períodos prolongados de exposición. A 520 °F, la variación de masa alcanza valores de 4,218 mg/cm² a 800 psi, 6,125 mg/cm² a 950 psi y 4,903 mg/cm² a 1.100 psi. Al pasar a 540 °F, se observa una disminución a 3,843 mg/cm² a 800 psi, 4,500 mg/cm² a 950 psi y 3,281 mg/cm² a 1.100 psi. A 560°F, la tendencia decreciente continua, con valores de 2,625 mg/cm² a 800 psi, 3,468 mg/cm² a 950 psi y 2,468 mg/cm² a 1.100 psi.

El comportamiento respecto a la presión muestra patrones no lineales con valores máximos a 950 psi para todas las temperaturas, pero con intensidades variables.

Al contrastar estos resultados con los obtenidos para el mismo acero API P-110 expuesto durante 200 horas a la mezcla 3, se observa que los valores de variación de masa en la mezcla 4 son aproximadamente 40 - 80 % mayores bajo condiciones equivalentes.

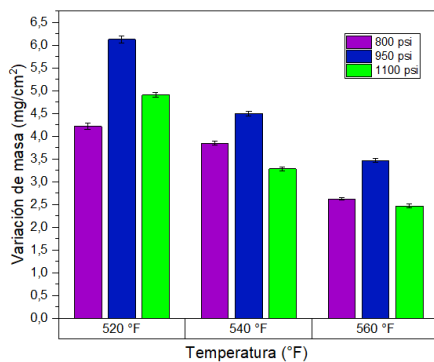
Es particularmente notable el comportamiento a 950 psi/520 °F, donde la variación de masa alcanza su valor máximo absoluto (6,125 mg/cm²), superando al resto de condiciones. Este punto crítico representa una combinación de variables que maximiza el proceso después de períodos muy prolongados, potenciado por la presencia de oxígeno.

La evolución del comportamiento respecto a la temperatura entre 120 y 200 horas muestra una intensificación de su efecto, con reducciones más pronunciadas a 200 horas. Esto sugiere transformaciones en los productos de corrosión que modifican su respuesta a esta variable con el tiempo de exposición.

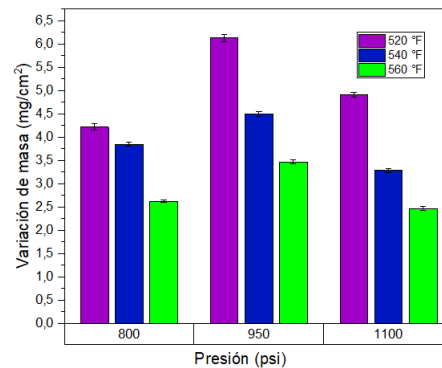
Estos resultados evidencian que, después de 200 horas de exposición, el sistema con oxígeno ha desarrollado comportamientos diferenciados según las condiciones específicas, con transformaciones en los patrones respecto a tiempos menores. Esta evolución es cualitativamente similar a la observada en la mezcla 3, pero con magnitudes mayores, reflejando el efecto del oxígeno sobre el proceso incluso después de períodos muy prolongados.

Figura 137

a) *Temperatura vs variación de masa a 200 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2 + O_2$.* b) *Presión vs variación de masa a 200 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2 + O_2$.*



a)



b)

6.4.8. Efecto del tiempo sobre la variación de masa para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2 + O_2$.

El efecto del tiempo sobre la variación de masa muestra para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2 + O_2$ (Mezcla 4) un comportamiento con fases diferenciadas que reflejan transformaciones en los mecanismos a lo largo del período estudiado.

En la etapa inicial de exposición, se observan valores moderados de variación de masa con patrones bien definidos, donde se destaca el efecto inverso de la temperatura y valores máximos consistentes a presión intermedia (950 psi).

Entre 1 y 20 horas se produce un incremento en la variación de masa, con factores de 3,7 - 4,0 según las condiciones específicas. Este aumento refleja un proceso activo, donde se sugiere que los productos inicialmente formados no establecen una barrera efectiva contra el ataque. Además, durante esta fase se mantienen los patrones respecto a temperatura y presión observados para 1 hora de exposición.

Entre 20 y 50 horas, el incremento en la variación de masa es más moderado, con factores de 1,1 - 1,2 respecto a los valores a 20 horas. Esta desaceleración indica el inicio de una fase donde se sugiere que los productos de corrosión comienzan a ejercer un efecto limitante. Durante esta fase el patrón con máximos a 950 psi se mantiene, aunque con diferencias menos pronunciadas y el sistema parece aproximarse a un estado de relativa estabilización

Entre 50 y 120 horas se produce un incremento en los valores de variación de masa, con factores de 2,0 - 2,3 según las condiciones específicas. Esta nueva aceleración después de un período de aparente estabilización sugiere transformaciones en la naturaleza o propiedades de los productos de corrosión.

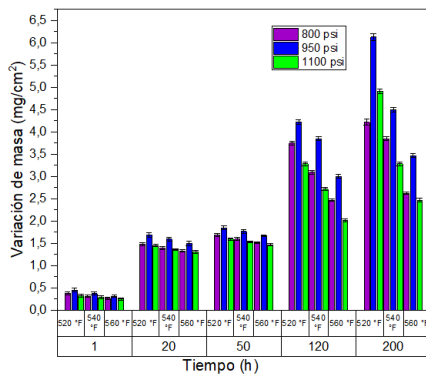
Se sugiere que la presencia de oxígeno tiene un papel crítico en esta fase, generando transformaciones que alteran las propiedades protectoras de los productos inicialmente formados.

Finalmente, entre 120 y 200 horas, el sistema experimenta transformaciones que resultan en comportamientos diferenciados según las condiciones específicas. Esta divergencia en los comportamientos según las condiciones específicas sugiere que, después de períodos muy prolongados, diferentes mecanismos pueden dominar según la combinación particular de variables operativas.

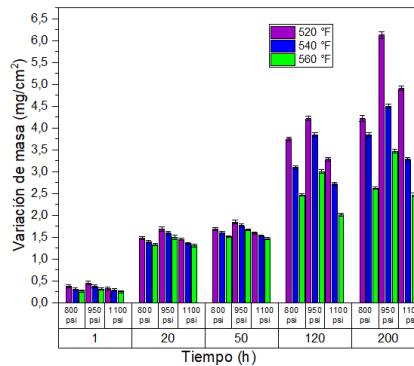
El punto crítico a 950 psi/520 °F, donde la variación de masa alcanza 6,125 mg/cm² (el máximo absoluto en todo el ambiente), sugiere una combinación óptima de variables que maximiza el proceso a largo plazo.

Figura 138

a) *Tiempo vs variación de masa con respecto a temperatura variable para el acero API P-110 en el ambiente CO₂+ H₂O +N₂+O₂.* b) *Tiempo vs variación de masa con respecto a presión variable para el acero API P-110 en el ambiente CO₂+ H₂O +N₂+O₂.*



a)



b)

6.4.9. Efectos de las variables temperatura y presión sobre velocidad de corrosión para el acero API P-110 en el ambiente CO₂+ H₂O+N₂+O₂.

Los efectos de las variables temperatura y presión sobre velocidad de corrosión para el acero API P-110 expuesto durante 1 hora al ambiente CO₂+H₂O+N₂+O₂ (mezcla 4) muestra como a 520 °F, la velocidad de corrosión alcanza valores de 4,179 mm/año a 800 psi, 5,050 mm/año a 950 psi y 3,656 mm/año a 1.100 psi. A 540 °F, se observa una disminución en la velocidad de corrosión, con valores de 3,482 mm/año a 800 psi, 4,179 mm/año a 950 psi y 3,134 mm/año a 1.100 psi. Esta tendencia decreciente continúa a 560 °F, donde se registran valores de 2,960 mm/año a 800 psi, 3,482 mm/año a 950 psi y 2,786 mm/año a 1.100 psi.

Este efecto inverso de la temperatura, donde la velocidad de corrosión disminuye al aumentar ésta, es consistente con lo observado en las mezclas anteriores (2 y 3). La variable de presión presenta un efecto no lineal, con máximos definidos a 950 psi para todas las temperaturas estudiadas.

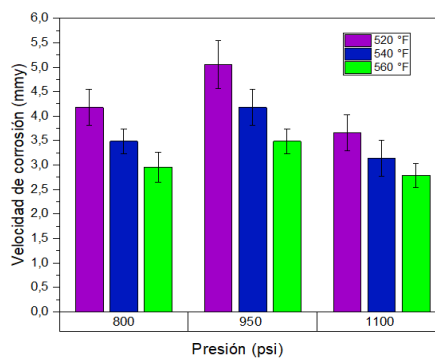
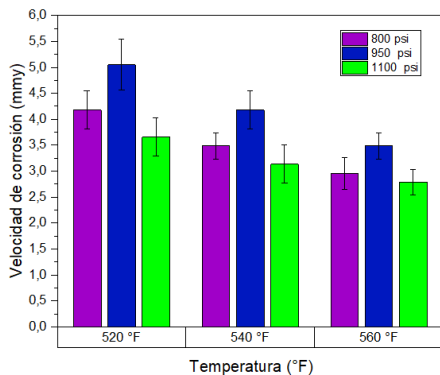
Al contrastar estos resultados con los obtenidos para el mismo acero API P-110 expuesto durante 1 hora a la mezcla 3 ($\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2$), se evidencian diferencias que reflejan el efecto del oxígeno. La velocidad de corrosión máxima en la mezcla 3 alcanza 3,134 mm/año (a 520 °F/950 psi), mientras que en la mezcla 4 llega a 5,050 mm/año bajo las mismas condiciones. Este aumento indica que el oxígeno, aun en baja concentración, intensifica el proceso corrosivo.

El patrón general respecto a las variables operativas se mantiene consistente en todas las mezclas estudiadas, efecto inverso de la temperatura y efecto no lineal de la presión con máximo a 950 psi. Sin embargo, la magnitud de estos efectos y sus proporciones relativas varían según la composición específica del ambiente, con una sensibilidad particular a la presencia de oxígeno.

La comparación del comportamiento del acero API P-110 frente al API N-80 bajo las mismas condiciones revela diferencias importantes. Aunque ambos materiales muestran patrones similares respecto a las variables operativas, la velocidad de corrosión del API P-110 es aproximadamente 12 - 15 % inferior a la del API N-80, reflejando la mayor resistencia a la corrosión del primero.

Figura 139

a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 1 hora de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2+\text{O}_2$. b) Presión vs velocidad de corrosión a 1 hora de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2+\text{O}_2$.



a)

b)

El comportamiento observado para 20 horas de exposición muestra que, a 520 °F, la velocidad de corrosión alcanza valores de 0,827 mm/año a 800 psi, 0,940 mm/año a 950 psi y 0,809 mm/año a 1.100 psi. Estas diferencias, son menos pronunciadas que las observadas a 1 hora de exposición (24,1 % y 37,3 % respectivamente), sugiriendo una disminución parcial del efecto de la presión después de este período.

A 540 °F, se registran valores de 0,774 mm/año a 800 psi, 0,888 mm/año a 950 psi y 0,757 mm/año a 1.100 psi. A 560 °F, se observan valores de 0,740 mm/año a 800 psi, 0,835 mm/año a 950 psi y 0,731 mm/año a 1.100 psi.

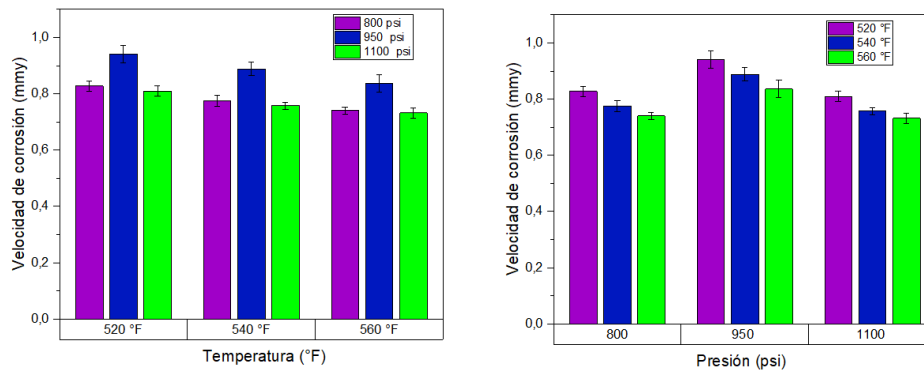
Por medio de estos resultados, es posible evidenciar la persistencia del efecto no lineal de la variable presión, con máximos consistentes a 950 psi para todas las temperaturas estudiadas.

Al comparar estos resultados con los obtenidos a 1 hora de exposición, se observa una reducción en la velocidad de corrosión, con factores que oscilan entre 4,2 y 5,0 según las condiciones específicas. Esta disminución sugiere la formación de capas iniciales de productos de corrosión que comienzan a ofrecer protección parcial, limitando el contacto directo entre el medio corrosivo y la superficie metálica. Sin embargo, estos factores de reducción son menores que los observados en las mezclas anteriores entre 1 y 20 horas, sugiriendo que en presencia de oxígeno los productos formados ofrecen una protección relativamente menor.

Al contrastar estos resultados con los obtenidos para el mismo acero API P-110 expuesto durante 20 horas a la mezcla 3 ($\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2$), se evidencia que la velocidad de corrosión en la mezcla 4 es aproximadamente 65 - 70 % superior bajo condiciones equivalentes.

Figura 140

a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 20 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2+\text{O}_2$. b) Presión vs velocidad de corrosión a 20 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2+\text{O}_2$.



a)

b)

El comportamiento para 50 horas de exposición al ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2+\text{O}_2$ (mezcla 4) evidencia que, a 520 °F, la velocidad de corrosión alcanza valores de 0,376 mm/año a 800 psi, 0,410 mm/año a 950 psi y 0,355 mm/año a 1.100 psi.

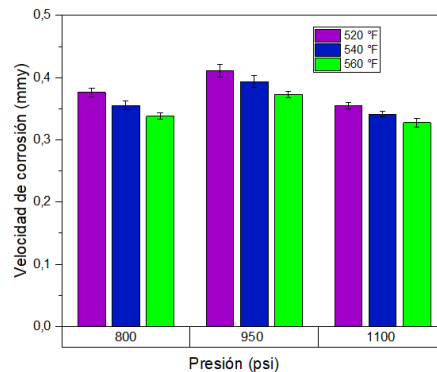
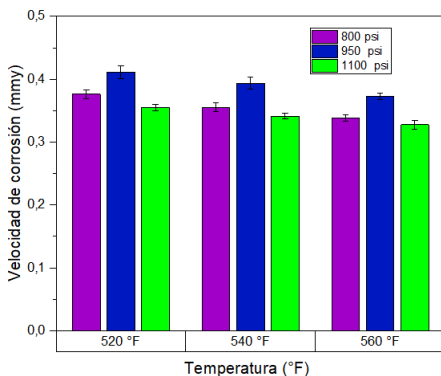
A 540 °F, se registran valores de 0,355 mm/año a 800 psi, 0,393 mm/año a 950 psi y 0,341 mm/año a 1.100 psi. A 560 °F, se observan valores de 0,337 mm/año a 800 psi, 0,372 mm/año a 950 psi y 0,327 mm/año a 1.100 psi, manteniendo la tendencia decreciente respecto a la temperatura, aunque con diferencias cada vez menores.

A partir de los resultados anteriores, se observa la persistencia del efecto no lineal de la variable presión, con máximos consistentes a 950 psi para todas las temperaturas estudiadas. Al comparar estos resultados con los obtenidos a 20 horas de exposición, se

observa una reducción en la velocidad de corrosión, con factores que oscilan entre 2,2 y 2,3 según las condiciones específicas. Esta disminución representa aproximadamente un 55 – 57 % respecto a los valores a 20 horas, indicando que el sistema continúa evolucionando hacia un estado de mayor estabilidad.

Figura 141

a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 50 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2 + O_2$. b) Presión vs velocidad de corrosión a 50 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2 + O_2$.



a)

b)

El comportamiento durante 120 horas de exposición muestra que, a 520 °F, la velocidad de corrosión alcanza valores de 0,348 mm/año a 800 psi, 0,391 mm/año a 950 psi y 0,304 mm/año a 1.100 psi. A 540 °F, se registran valores de 0,287 mm/año a 800 psi, 0,356 mm/año a 950 psi y 0,252 mm/año a 1.100 psi. A 560 °F, se observan valores de 0,229 mm/año a 800 psi, 0,278 mm/año a 950 psi y 0,187 mm/año a 1.100 psi. La acentuación del efecto inverso de la temperatura, con reducciones más pronunciadas al aumentar ésta, es una característica a 120 horas que no se observaba con tal intensidad a tiempos menores.

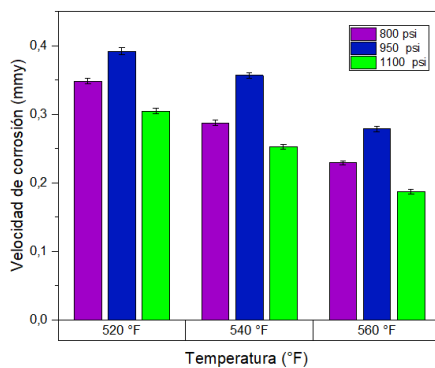
A 950 psi, los valores son superiores para todas las temperaturas estudiadas, pero con diferencias más pronunciadas que a 50 horas.

Al contrastar estos resultados con los obtenidos para el mismo acero API P-110 expuesto durante 120 horas a la mezcla 3 ($\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2$), se observa que la velocidad de corrosión en la mezcla 4 es aproximadamente 55 – 65 % superior bajo condiciones equivalentes, con variaciones según las combinaciones específicas de temperatura y presión. Esta diferencia, similar a la observada a 50 horas (50 – 60 %), sugiere que el efecto del oxígeno alcanza una fase de estabilización después de las primeras 50 horas.

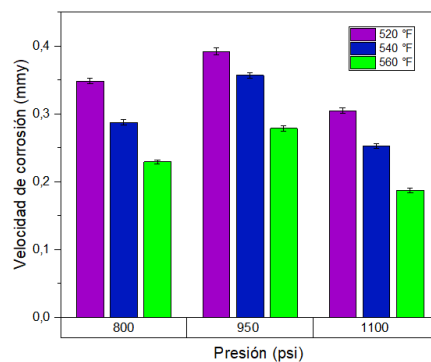
Este comportamiento después de 120 horas de exposición evidencia la naturaleza dinámica y compleja del proceso de corrosión en ambientes con oxígeno a alta temperatura y presión. La transformación de los patrones de comportamiento sugiere que el sistema experimenta cambios en los mecanismos después de períodos prolongados, donde la interacción entre los productos formados y el medio corrosivo genera respuestas diferenciadas según las condiciones específicas.

Figura 142

a) *Temperatura vs velocidad de corrosión a 120 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2+\text{O}_2$.* b) *Presión vs velocidad de corrosión a 120 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2+\text{O}_2$.*



a)



b)

El comportamiento para el acero API P-110 expuesto durante 200 horas al ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2+\text{O}_2$ revela como a 520 °F, la velocidad de corrosión presenta valores de 0,235

mm/año a 800 psi, 0,341 mm/año a 950 psi y 0,273 mm/año a 1.100 psi. A 540 °F, se registran valores de 0,214 mm/año a 800 psi, 0,250 mm/año a 950 psi y 0,182 mm/año a 1.100 psi. A 560 °F, se observan valores de 0,146 mm/año a 800 psi, 0,193 mm/año a 950 psi y 0,137 mm/año a 1.100 psi. El patrón de obtener los valores máximos a la presión intermedia se mantiene.

Al comparar estos resultados con los obtenidos a 120 horas de exposición, se observa una reducción en la velocidad de corrosión, con factores que oscilan entre 0,66 y 0,87 según las condiciones específicas. Esta disminución, es menos pronunciada que las observadas en etapas anteriores, sugiriendo que el sistema se aproxima a un estado de estabilización.

Al contrastar estos resultados con los obtenidos para el mismo acero expuesto durante 200 horas a la mezcla 3 ($\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2$), se observan diferencias tanto en magnitud como en patrones de comportamiento. La velocidad de corrosión en la mezcla 4 es aproximadamente 65 - 80 % superior bajo condiciones equivalentes, con variaciones según las combinaciones específicas de temperatura y presión.

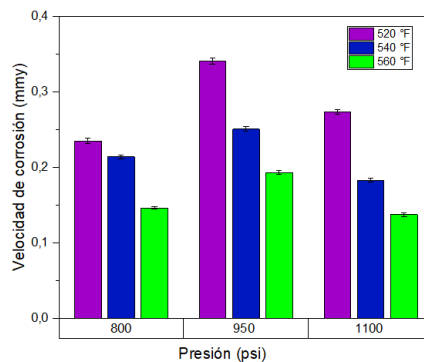
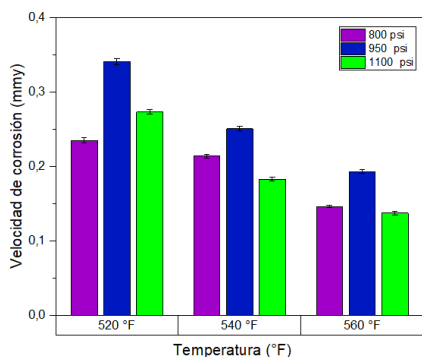
La evolución del comportamiento entre 120 y 200 horas muestra una reorganización de los patrones. La diferencia entre 800 psi y 950 psi se amplifica a 520 °F, mientras que a 560 °F tiende a reducirse. Esta divergencia en la respuesta a la presión según la temperatura específica confirma la coexistencia de múltiples mecanismos competitivos después de períodos muy prolongados. La complejidad de estos comportamientos subraya la naturaleza dinámica de los procesos de corrosión en estos ambientes, donde extrapolaciones lineales o simplificadas resultan inadecuadas para predecir el comportamiento a largo plazo (Melchers, 2020). Las interacciones entre las variables operativas, los productos de corrosión formados y el medio corrosivo generan respuestas diferenciadas que evolucionan de manera no lineal con el tiempo de exposición.

Desde una perspectiva práctica, estos resultados identifican condiciones críticas (particularmente 950 psi/520 °F) donde los materiales pueden verse comprometidos después de períodos prolongados de servicio en ambientes con oxígeno. Esta información resulta

fundamental para el diseño de estrategias de mitigación y la selección de condiciones operativas óptimas en sistemas de inyección.

Figura 143

a) Temperatura vs velocidad de corrosión a 200 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2 + O_2$. b) Presión vs velocidad de corrosión a 200 horas de exposición para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2 + O_2$.



a)

b)

6.4.10. Efecto del tiempo sobre la velocidad de corrosión para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2 + O_2$.

El efecto del tiempo sobre la velocidad de corrosión para el acero API P-110 expuesto al ambiente $CO_2 + H_2O + N_2 + O_2$ (mezcla 4) revela un comportamiento cinético con fases diferenciadas que definen la evolución del proceso corrosivo a lo largo del período estudiado. En la etapa inicial de exposición (1 hora), se registran las velocidades de corrosión más elevadas del estudio, alcanzando valores máximos de 5,050 mm/año (520 °F/950 psi). El ataque corrosivo ocurre sobre la superficie metálica limpia, sin la presencia de capas protectoras. El sistema exhibe una alta sensibilidad a las variables operativas, con un efecto inverso de la temperatura y un comportamiento no lineal respecto a la presión, con máximos a 950 psi para todas las temperaturas estudiadas.

Entre 1 y 20 horas se produce una reducción en la velocidad de corrosión, con disminuciones que representan entre el 80 % y el 84 % respecto a los valores iniciales. Esta fase de desaceleración sugiere la formación de capas iniciales de productos de corrosión que comienzan a ejercer un efecto barrera, limitando parcialmente el acceso del medio corrosivo a la superficie metálica. Durante esta fase se observa una tendencia a la homogenización del comportamiento, con diferencias menos pronunciadas entre distintas condiciones operativas, aunque manteniendo los patrones (efecto inverso de temperatura y máximo a presión intermedia).

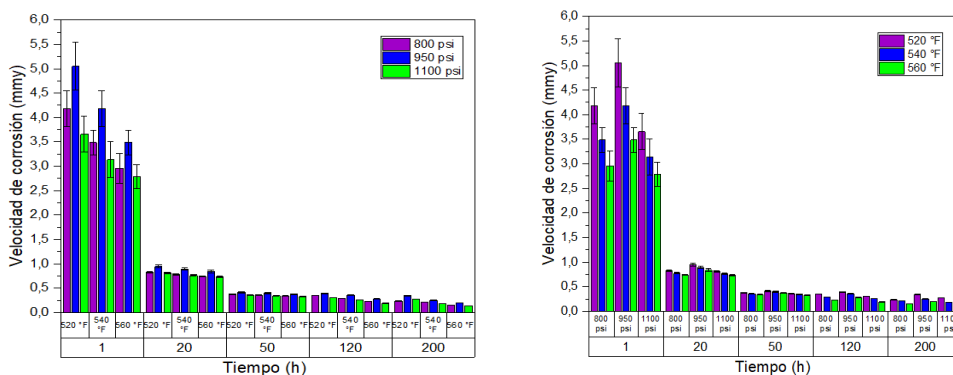
Entre 20 y 50 horas continúa la reducción en la velocidad de corrosión, aunque a un ritmo menos acelerado que en la fase anterior. Las disminuciones representan entre el 55 % y el 57 % respecto a los valores a 20 horas. Esta desaceleración sugiere que las capas de productos de corrosión formadas durante las primeras 20 horas continúan desarrollándose. Durante esta fase se mantiene la tendencia a la homogenización, con diferencias cada vez menores entre distintas condiciones.

Entre 50 y 120 horas se observa una evolución según las condiciones específicas. Mientras que en algunas combinaciones de temperatura y presión (como 950 psi/520 °F) la reducción es mínima (aproximadamente 5 %), en otras (como 1.100 psi/560 °F) alcanza hasta el 41 %. Esta divergencia en la evolución temporal marca un punto de inflexión en el comportamiento del sistema, donde comienzan a manifestarse transformaciones en los productos de corrosión según las condiciones específicas. Es notable que durante esta fase se invierte la tendencia a la homogenización, con diferencias crecientes entre distintas condiciones.

Entre 120 y 200 horas, el sistema desarrolla comportamientos diferenciados. En algunas condiciones (950 psi/520 °F), la velocidad de corrosión se reduce aproximadamente un 13 % respecto a 120 horas, mientras que en otras condiciones (800 psi/560 °F) la reducción alcanza hasta el 35 %. Esta divergencia refleja la coexistencia de múltiples mecanismos a largo plazo, dependientes de las condiciones específicas. El punto crítico a 950 psi/520 °F mantiene valores relativamente elevados (0,341 mm/año) incluso después de 200 horas, sugiriendo condiciones desfavorables para la formación de productos protectores estables.

Figura 144

a) Tiempo vs velocidad de corrosión con respecto a temperatura variable para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2 + O_2$. b). Tiempo vs velocidad de corrosión con respecto a presión variable para el acero API -P110 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2 + O_2$.



a)

b)

6.4.11. Análisis de metalografía para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2 + O_2$.

La micrografía del acero API P-110 expuesto al ambiente $CO_2 + H_2O + N_2 + O_2$ muestra una microestructura martensítica con evidencia de alteraciones producto de la exposición. Se observan regiones con diferentes intensidades de ataque y presencia de productos de corrosión en la superficie. La estructura martensítica del acero permanece visible, aunque con modificaciones respecto al material inicial.

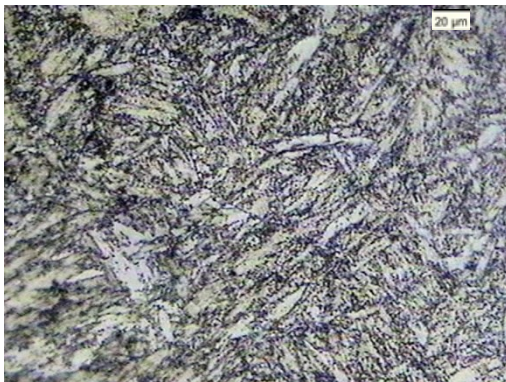
Un aspecto importante es el comportamiento de la dureza superficial según la presencia de oxígeno. En el ambiente $CO_2 + H_2O + N_2$ sin oxígeno, la dureza aumentó significativamente de 62.1 a 71.75 HRA, mientras que en presencia de oxígeno la dureza disminuyó a 60.5 HRA, incluso por debajo del valor inicial. Este cambio del comportamiento indica que la presencia de oxígeno altera el mecanismo de degradación superficial, de manera similar a lo observado en el acero API N-80. Los análisis de difracción de rayos X y espectroscopía fotoelectrónica realizados confirmaron que en presencia de oxígeno se forman

predominantemente óxidos de hierro (γ -FeOOH, Fe_3O_4) y una proporción menor de carbonatos (FeCO_3), consistente con los mecanismos reportados en la literatura para sistemas CO_2 con O_2 (Hua et al., 2015; Sun et al., 2018).

La disminución de dureza observada contrasta con el enriquecimiento superficial en carburos (Fe_3C) detectado mediante DRX en el ambiente sin oxígeno, el cual explicaba el incremento de dureza. En presencia de oxígeno, la formación predominante de oxihidróxidos de hierro identificados mediante DRX y XPS, particularmente γ -FeOOH, representa un mecanismo diferente donde los productos formados presentan menores propiedades mecánicas comparados con los carburos expuestos. Zhong et al. (2019) reportaron que en aceros expuestos a ambientes con O_2 , los productos de corrosión formados modifican las propiedades superficiales del material, observación consistente con la disminución de dureza reportada.

Figura 145

Micrografía Acero API P-110 después de la exposición al ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2+\text{O}_2$, 560 °F/1.100 psi/200 h.



6.4.12. Análisis de Microscopía Electrónica de Barrido para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2+\text{O}_2$.

La micrografía que se ilustra en la figura 146 a muestra una capa de productos con estructura compacta, pero espesor irregular. La imagen 146 b revela zonas diferenciadas con morfología granular y distribución heterogénea. El espectro de la zona 3 muestra una predominancia Fe-O con presencia de carbono, indicando coexistencia equilibrada de óxidos y carbonatos.

Por su parte, el espectro de la zona 4 muestra alta intensidad de hierro y oxígeno, sugiriendo productos de oxidación.

La micrografía expuesta en la figura 147 a revela capa de productos con espesor y estructura relativamente compacta. La vista ampliada observada en la figura 147 b muestra estructura interna de la capa con cierta porosidad. La continuidad de la interfaz indica que los productos formados mantienen cohesión estructural.

Figura 146

a) Zona superficial acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi 200x. b) Zona superficial acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/560 F°/1.100 psi 1.1000x.

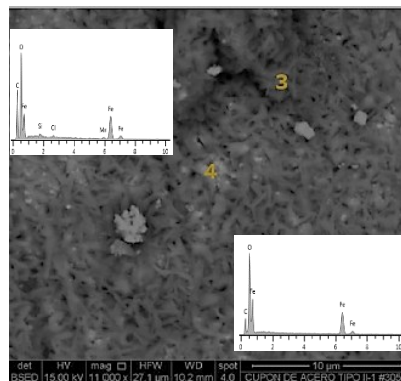
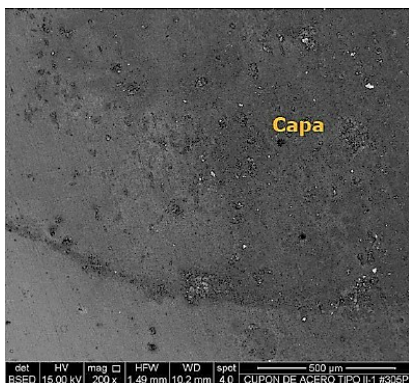
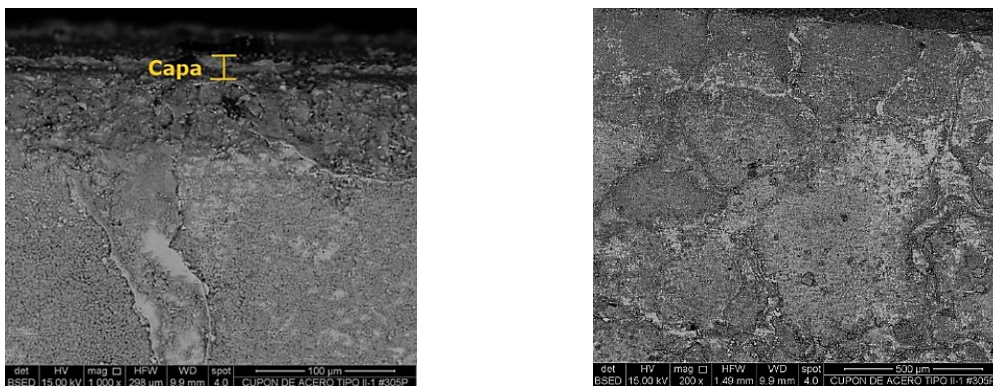


Figura 147

a) Zona transversal acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi 1000x. b) Zona transversal acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi 200x.



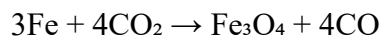
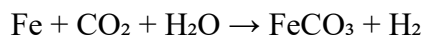
6.4.13. Análisis de Difracción de Rayos X y mecanismos de corrosión para el acero API P-110 en el ambiente $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2+\text{O}_2$.

Los resultados obtenidos para las condiciones de 120 h/560 °F/1.100 psi exhiben una configuración caracterizada por la predominancia de FeCO_3 . La presencia de Fe_3O_4 como barrera secundaria indica la operación simultánea de procesos de oxidación, donde la reducción parcial del CO_2 facilita la formación de óxidos mixtos que actúan sinérgicamente con los carbonatos. Asimismo, la aparición de $\gamma\text{-FeOOH}$ como nueva fase oxidativa representa evidencia del mecanismo de corrosión mixta, donde el oxígeno actúa como oxidante principal. La formación de oxihidróxidos confirma la participación del vapor de agua en la estabilización de productos de oxidación.

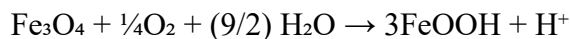
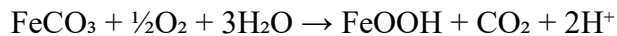
La integración con los resultados XPS obtenidos a 200 horas de exposición proporciona validación química directa de las transformaciones observadas. El espectro C1s mostró carbonatos a 288.47 eV, confirmando la presencia de carbonatos en ambos tiempos de exposición.

La comparación temporal DRX-XPS revela una secuencia de degradación que procede según los siguientes mecanismos:

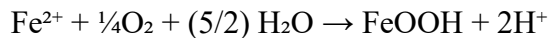
Etapa 1:



Etapa 2:



Etapa 3:



La transición desde FeCO_3 hacia $\gamma\text{-FeOOH}$ indica degradación de la capacidad protectora, donde los productos oxidativos presentan mayor porosidad que los productos carbonatados iniciales. De igual forma, como se evidenció en el comportamiento cinético, el período 120 - 200 horas emerge como ventana crítica donde ocurre la transición irreversible desde protección hacia degradación acelerada.

Tabla 6

Productos de corrosión identificados para el acero API P-110 a 200 h de exposición al ambiente $CO_2+H_2O+N_2+O_2$.

| Producto de corrosión | Picos Identificados (2θ °) | Intensidad Relativa (%) |
|------------------------------|---|--------------------------------|
| | 14.075 | 81.2 |
| γ -FeOOH | 26.979 | 35.7 |
| | 30.520 | 58.2 |
| Fe_3O_4 | 30.377 | 38.7 |
| | 41.327 | 36.1 |
| $FeCO_3$ | 32.575 | 46.1 |
| | 35.466 | 40.1 |

6.4.14. Análisis de Espectroscopía Fotelectrónica de Rayos X y mecanismos de corrosión para el acero API P-110 en el ambiente $CO_2+H_2O+N_2+O_2$.

El espectro de C1s presenta tres componentes de los productos carbonáceos formados en el ambiente cuaternario. El pico a 284,80 eV corresponde al carbono adventicio, mientras que el componente a 286,50 eV indica la presencia de enlaces C-O asociados con especies orgánicas oxigenadas y posibles intermediarios de reacción. El pico más significativo se localiza a 288,47 eV correspondiente a carbonatos (O-C=O), específicamente $FeCO_3$.

La posición energética del pico de carbonatos (288,47 eV) es la más alta observada entre todos los ambientes estudiados, sugiriendo una estabilización estructural del $FeCO_3$ en presencia del sistema cuaternario.

El espectro O1s revela una distribución dual. El pico a 529,94 eV corresponde a óxidos metálicos (enlaces O-M), principalmente FeO, Fe_3O_4 , y FeOOH. El componente a

531,57 eV se atribuye a carbonatos (O-C=O), confirmando que, aunque en competencia con los procesos de oxidación, el FeCO_3 mantiene una presencia importante.

La distribución de intensidades muestra una predominancia de los óxidos metálicos sobre los carbonatos, validando el mecanismo de formación de productos mixtos propuesto: $4\text{Fe}^{2+}(\text{aq}) + \text{O}_2(\text{aq}) + 4\text{H}_2\text{O}(\text{l}) \rightarrow 4\text{FeOOH}(\text{s}) + 8\text{H}^+(\text{aq})$. Esta predominancia de productos de oxidación directa explica los factores de impacto de corrosión más elevados observados en este ambiente.

El espectro Fe2p exhibe una mayor complejidad con componentes definidos para ambos estados de oxidación. Los picos a 710.56 eV y 724.16 eV corresponden al hierro en estado +2 (FeO), mientras que los componentes a 711.91 eV y 726.47 eV indican hierro en estado +3 asociado con FeOOH y $\text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$.

La distribución de intensidades revela una proporción elevada de Fe^{3+} , la más alta observada entre todos los ambientes estudiados.

La detección clara de manganeso con picos a 641.65 eV y 653.51 eV (doblete $\text{Mn}2p_{3/2}$ y $\text{Mn}2p_{1/2}$) confirma la participación de elementos aleantes del acero API P-110 en el ambiente cuaternario. La presencia de Mn^{2+} sugiere la formación de carbonatos mixtos $(\text{Fe},\text{Mn})\text{CO}_3$ y óxidos mixtos, explicando las diferencias de comportamiento observadas entre API N-80 y API P-110.

Figura 148

Espectro de alta resolución Cls acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi.

Figura 149

Espectro de alta resolución O1s acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi.

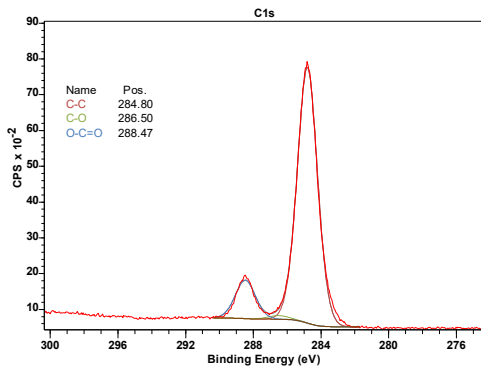


Figura 150

Espectro de alta resolución Fe2p acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi.

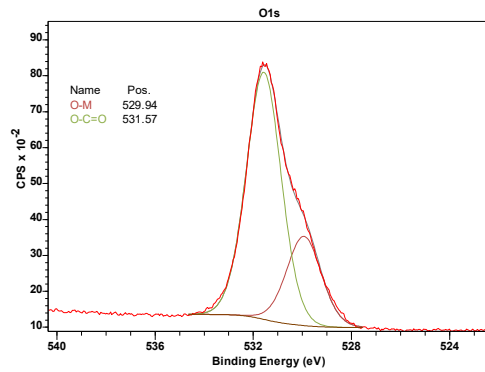
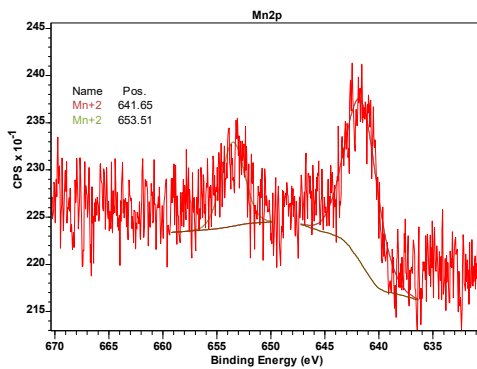
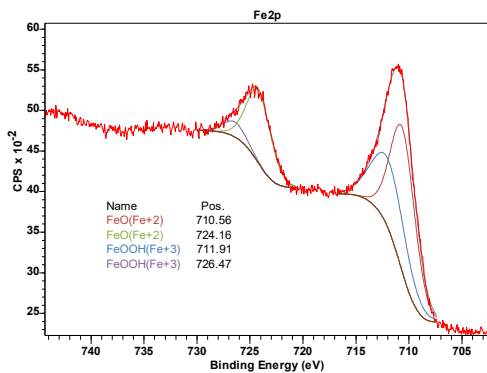


Figura 151

Espectro de alta resolución Mn2p acero al carbono API P-110 expuesto a condiciones de 200 h/560 °F/1.100 psi.



6.4.15. Conclusiones capítulo 4.

- La incorporación de O₂ al sistema CO₂ + H₂O + N₂ mantuvo los patrones cualitativos de los capítulos anteriores, efecto inverso de temperatura y valores máximos a 950 psi, pero los amplificó hasta los niveles más extremos registrados en

toda la investigación. A 1 h/520 °F, el acero API N-80 registró 5,74 mm/año a 950 psi, representando un incremento del 57 % respecto al máximo del mismo acero en $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$ en condiciones equivalentes; a 800 psi el valor fue de 4,70 mm/año y a 1.100 psi de 5,22 mm/año. Para el acero API P-110, el máximo a 1 h de exposición fue de 5,050 mm/año a 520 °F/950 psi, con una velocidad del acero API P-110 entre un 12 y 15 % inferior a la del N-80 bajo las mismas condiciones, reflejando la mayor resistencia relativa del primero. En términos de variación de masa, a 20 h el API N-80 en el sistema cuaternario registró valores 1,4 - 1,7 veces superiores al ambiente ternario $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$, y 1,9 - 2,0 veces superiores al ambiente binario $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$, bajo condiciones equivalentes. La reducción total en la variación de masa del API N-80 entre 520 °F y 560 °F a 1 h alcanzó el 38,1 % a 800 psi, el 36,5 % a 950 psi y el 37,0 % a 1.100 psi, confirmando que el efecto inverso de la temperatura se mantiene y se intensifica en el sistema cuaternario.

- La cinética de corrosión en el sistema cuaternario describió el patrón de mayor agresividad de toda la investigación, con velocidades iniciales que constituyeron los valores máximos globales del estudio. Para el acero API N-80, la velocidad máxima fue de 5,74 mm/año a 520 °F/950 psi/1 h; entre 1 y 20 h se produjo la mayor reducción relativa del presente trabajo, con velocidades descendiendo a 0,618 - 0,853 mm/año a 20 horas; entre 20 y 50 horas los factores de reducción fueron de 2,1 - 2,2, alcanzando 0,292 - 0,407 mm/año; entre 50 y 120 horas los factores de reducción oscilaron entre 0,74 y 0,79 según condición; y de 120 a 200 horas los valores se situaron entre 0,120 y 0,276 mm/año, con factores de reducción de 0,65 a 0,80. Para el acero API P-110, la velocidad máxima fue de 5,050 mm/año a 520 °F/950 psi/1 h; entre 1 y 20 horas la reducción fue del 80 - 84 %, con velocidades de 0,731 - 0,940 mm/año; entre 20 y 50 horas la reducción adicional fue del 55 - 57 %, alcanzando valores de 0,327 - 0,410 mm/año; y entre 50 y 120 horas emergió una divergencia, a 1.100 psi/560 °F el valor alcanzó hasta el 41 %, marcando el punto de inflexión del sistema. A 20 horas, la velocidad del acero API P-110 en el sistema

cuaternario fue 65 - 70 % superior a la registrada en $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$ bajo condiciones equivalentes, confirmando que el O_2 , aun en concentración de 1,19 % molar, ejerce el efecto potenciador más intenso de todos los ambientes estudiados.

- Los análisis DRX y XPS aplicados al acero API P-110 a 200 h/560 °F/1.100 psi establecieron mecanismos distintos a todos los ambientes anteriores, caracterizados por la dominancia de productos de oxidación directa sobre la carbonatación. Los análisis de DRX a 200 h/560 °F/1.100 psi identificaron como fases principales: $\gamma\text{-FeOOH}$, Fe_3O_4 y FeCO_3 , confirmando la coexistencia de tres fases con roles diferenciados. El XPS a 200 h/560 °F/1.100 psi del API P-110 identificó C1s a 288,47 eV, la posición energética más alta observada entre todos los ambientes estudiados, indicando estabilización estructural del FeCO_3 en el sistema cuaternario, O1s con predominancia de óxidos metálicos (529,94 eV: $\text{FeO}/\text{Fe}_3\text{O}_4/\text{FeOOH}$) sobre carbonatos (531,57 eV), y Fe2p con la mayor proporción de Fe^{3+} de toda la investigación (711,91 eV y 726,47 eV, asociados a FeOOH y $\text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$), además del doblete Mn2p a 641,65 eV y 653,51 eV confirmando la formación de carbonatos mixtos $(\text{Fe},\text{Mn})\text{CO}_3$ y óxidos mixtos. El mecanismo de corrosión establecido procede en tres etapas: (1) $\text{Fe} + \text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{FeCO}_3 + \text{H}_2$ y $3\text{Fe} + 4\text{CO}_2 \rightarrow \text{Fe}_3\text{O}_4 + 4\text{CO}$; (2) $\text{FeCO}_3 + \frac{1}{2}\text{O}_2 + 3\text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{FeOOH} + \text{CO}_2 + 2\text{H}^+$ y $\text{Fe}_3\text{O}_4 + \frac{1}{4}\text{O}_2 + 9/2\text{H}_2\text{O} \rightarrow 3\text{FeOOH} + \text{H}^+$; (3) $\text{Fe}^{2+} + \frac{1}{4}\text{O}_2 + 5/2\text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{FeOOH} + 2\text{H}^+$, configurando una transición desde FeCO_3 hacia $\gamma\text{-FeOOH}$ en la ventana crítica 120 - 200 horas, donde los productos oxidativos de mayor porosidad desplazan a los carbonatos inicialmente más protectores. La inversión de la dureza superficial, desde 71,75 HRA en $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$ hasta 58,8 HRA en el API N-80 y desde 71,75 HRA hasta 60,5 HRA en el API P-110 con oxígeno, confirma que el O_2 revierte el mecanismo de enriquecimiento en Fe_3C observado en el Capítulo 3, sustituyéndolo por formación de oxihidróxidos de menor dureza y menor capacidad protectora.

- Ambos aceros alcanzaron en el sistema cuaternario las velocidades de corrosión más elevadas de toda la investigación y compartieron los mismos patrones

cualitativos de temperatura y presión, pero con diferencias que permiten establecer una síntesis comparativa de los cuatro ambientes. En velocidad de corrosión a 1 hora, el acero API N-80 registró 5,74 mm/año a 520 °F/950 psi frente a 5,050 mm/año del API P-110 bajo las mismas condiciones. El acero API N-80 de acuerdo con los resultados obtenidos a través del análisis de Microscopía Electrónica de Barrido desarrolló una capa porosa con espesor irregular y distribución heterogénea de productos, morfología altamente irregular que contrasta con las estructuras más ordenadas de los capítulos previos; mientras que el API P-110 exhibió una capa con estructura relativamente compacta, interfaz bien definida y cierta porosidad interna.

6.5. Factores de impacto de la corrosión para las mezclas estudiadas.

Los factores de impacto de corrosión se calcularon siguiendo la metodología establecida por Sun et al. (2016), donde cada factor representa el incremento relativo de la velocidad de corrosión de un ambiente específico comparado con un ambiente de referencia. Para este trabajo en particular, se aplicó la fórmula: Factor de Impacto = (Velocidad de corrosión ambiente de estudio - Velocidad de corrosión ambiente base) / Velocidad de corrosión ambiente base. En este estudio, el ambiente base de referencia corresponde al CO₂ puro con un factor normalizado de 1.0, permitiendo cuantificar el efecto de cada componente adicional.

$$C_i = \frac{V_i - V_0}{V_0}$$

C_i : Factor de impacto

V_0 : Velocidad de corrosión ambiente de CO₂ puro

V_i : Velocidad de corrosión ambientes de estudio.

Los resultados obtenidos para los efectos de impurezas en cada ambiente corrosivo revelan comportamientos que requieren análisis diferenciado según la composición química específica.

Para el ambiente 2, correspondiente al sistema binario $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}$, los resultados muestran diferencias entre los materiales evaluados. El acero API N-80 presenta factores de impacto en el rango de 7.329 a 14.709, con un comportamiento temporal caracterizado por un incremento progresivo hasta las 50 horas, donde se alcanza el máximo valor, seguido de una atenuación gradual (Tabla 7). En contraste, el acero API P-110 exhibe un rango de factores superior, desde 8.803 hasta 21.478 (Tabla 8).

El análisis del ambiente 3, correspondiente al sistema ternario $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2$, revela comportamientos particulares. Para el acero API N-80, la adición de nitrógeno resulta en un incremento de los factores de corrosión, con valores que oscilan entre 1.613 y 5.036 respecto al sistema binario. El comportamiento del acero API P-110 en el ambiente 3 muestra una evolución temporal, transitando desde un efecto perjudicial inicial (+5,156 a 1 hora) hacia un efecto protector (-4,905 a 20 horas y -4,510 a 50 horas), para posteriormente regresar gradualmente hacia valores positivos.

Para el ambiente 4, correspondiente al sistema cuaternario $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2+\text{O}_2$, los resultados revelan el comportamiento más complejo de todos los sistemas evaluados. El acero API N-80 presenta factores de impacto entre 18.508 y 29.225, alcanzando el valor máximo de todo el presente trabajo de investigación a las 50 horas de exposición. El API P-110 en el ambiente 4 exhibe factores entre 20.112 y 25.608, mostrando un comportamiento más estable temporalmente que el API N-80.

La identificación de ventanas temporales críticas específicas constituye una contribución que extiende los fundamentos establecidos en la literatura. El período de 0 - 20 horas se caracteriza por el establecimiento de condiciones interfaciales y resulta crítico para el API P-110. El período de 20-50 horas representa la ventana de máxima actividad corrosiva para la mayoría de los. El período de 50 - 200 horas se caracteriza por procesos de

estabilización, validado por los estudios de evolución de productos de corrosión que confirman la transición hacia estructuras más organizadas y potencialmente protectoras.

Tabla 7

Factores de impacto de corrosión para el acero al carbono API N-80.

| Tiempo (h) | CO ₂ +H ₂ O | CO ₂ +H ₂ O+N ₂ | CO ₂ +H ₂ O+N ₂ +O ₂ |
|------------|-----------------------------------|--|--|
| 1 | 8.453 | 12.635 | 20.363 |
| 20 | 11.142 | 13.227 | 21.673 |
| 50 | 14.709 | 16.322 | 29.225 |
| 120 | 8.312 | 11.650 | 19.601 |
| 200 | 7.329 | 12.365 | 18.508 |

Tabla 8

Factores de impacto de corrosión para el acero al carbono API P-110.

| Tiempo (h) | CO ₂ +H ₂ O | CO ₂ +H ₂ O+N ₂ | CO ₂ +H ₂ O+N ₂ +O ₂ |
|------------|-----------------------------------|--|--|
| 1 | 8.803 | 13.959 | 22.550 |
| 20 | 21.478 | 16.573 | 25.608 |
| 50 | 19.873 | 15.363 | 24.164 |
| 120 | 12.402 | 14.255 | 23.610 |
| 200 | 9.230 | 12.968 | 20.112 |

6.6. Razones de cambio de velocidad de corrosión respecto a temperatura y presión.

La determinación de las razones de cambio de la velocidad de corrosión con respecto a la temperatura y presión constituye un aspecto fundamental para la comprensión de los

mecanismos cinéticos y termodinámicos que gobiernan los procesos de corrosión en sistemas multicomponente. La metodología implementada en este trabajo se fundamenta en el análisis de gradientes utilizando condiciones extremas de operación, permitiendo la cuantificación de la sensibilidad del proceso corrosivo a las variables termodinámicas principales.

La metodología desarrollada para la determinación de gradientes se basó en el análisis de puntos extremos, una aproximación que determina la sensibilidad de los cálculos al utilizar las condiciones de mayor diferencial.

Para la determinación del gradiente de temperatura, se estableció la condición de presión constante máxima (1.100 psi) y se evaluaron las velocidades de corrosión en los extremos del rango térmico experimental (ecuación 42). La selección de la presión máxima como condición constante se fundamenta en que esta condición representa el escenario más crítico desde la perspectiva de seguridad operacional, proporcionando gradientes representativos de condiciones extremas de operación.

$$\left(\frac{\partial v_{corr}}{\partial T}\right)_P = \left|\frac{V_{corr2}-V_{corr1}}{T_2-T_1}\right| \quad (42)$$

$$\left(\frac{\partial v_{corr}}{\partial P}\right)_T = \left|\frac{V_{corr2}-V_{corr1}}{P_2-P_1}\right| \quad (43)$$

De manera análoga, para la determinación del gradiente de presión, se estableció la condición de temperatura constante máxima (560 °F) y se evaluaron las velocidades de corrosión en los extremos del rango de presión experimental (ecuación 43). La selección de la temperatura máxima como condición constante se justifica por ser representativa de condiciones operacionales que pueden encontrarse en aplicaciones industriales específicas.

El enfoque de puntos extremos permite la caracterización completa del comportamiento del sistema en las condiciones más críticas, proporcionando información directamente aplicable para el establecimiento de límites operacionales y criterios de diseño conservadores.

Los resultados obtenidos revelan comportamientos diferentes entre los efectos de temperatura y presión, estableciendo una importancia relativa entre estas variables

termodinámicas. Los gradientes de temperatura muestran magnitudes superiores a los gradientes de presión, con diferencias de uno a dos órdenes de magnitud, lo que establece que el control térmico constituye la estrategia de mitigación más efectiva para estos sistemas.

El análisis de los gradientes de temperatura revela un comportamiento negativo para todos los ambientes que contienen agua, indicando que el incremento de temperatura resulta en la reducción de la velocidad de corrosión. Este comportamiento encuentra explicación en los mecanismos termodinámicos, donde el incremento de temperatura favorece la formación de productos de corrosión más estables y protectores, particularmente carbonato de hierro (FeCO_3), cuya cinética de precipitación se ve acelerada a temperaturas superiores. Los valores más negativos observados en el ambiente cuaternario ($\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}+\text{N}_2+\text{O}_2$) para API N-80 (-0.04789 mmy/ °F a 1 hora) sugieren que la presencia de múltiples especies químicas amplifica la sensibilidad térmica del proceso, posiblemente debido a efectos sinérgicos en las cinéticas de formación de productos protectores (tabla 9).

La evolución temporal de los gradientes de temperatura muestra una disminución progresiva de la sensibilidad térmica, con valores máximos observados a 1 hora de exposición que disminuyen hacia tiempos prolongados. La transición hacia gradientes menos negativos e incluso ligeramente positivos en tiempos prolongados para el ambiente binario $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}$ sugiere un cambio en el mecanismo controlante, donde los efectos de temperatura sobre la cinética de disolución metálica pueden volverse dominantes sobre los efectos protectores.

Los gradientes de presión muestran magnitudes menores y comportamientos más variables, con valores tanto positivos como negativos dependiendo del ambiente específico y el material evaluado. Los valores positivos observados para el acero API N-80 en ambientes con nitrógeno (0.001161 mmy/psi) indican que el incremento de presión resulta en mayor velocidad de corrosión. En contraste, los valores negativos observados para el acero API P-110, particularmente en el ambiente binario $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}$ (-0.001894 mmy/psi a 1 hora), sugieren mecanismos de protección dependientes de la variable termodinámica presión.

La magnitud relativa de los efectos de temperatura versus presión (diferencias de 10 - 100 veces) establece implicaciones prácticas para estrategias de control operacional. El control térmico emerge como la variable de mayor impacto para mitigación de corrosión, mientras que el control de presión, aunque técnicamente más desafiante, presenta efectos secundarios en la velocidad de corrosión. Esta jerarquía de importancia es consistente con principios termodinámicos fundamentales, donde los efectos de temperatura sobre cinéticas de reacción química típicamente superan los efectos de presión sobre solubilidades y equilibrios de fase.

Los resultados obtenidos proporcionan, una caracterización cuantitativa de sensibilidades termodinámicas para sistemas CO₂ multicomponente con diferentes grados de acero, estableciendo bases científicas para optimización de condiciones operacionales en aplicaciones CCUS.

Tabla 9

Gradientes de Temperatura ($\partial v/\partial T$) – mm x año/ °F.

| Ambiente | Material | 1h | 20h | 50h | 120h | 200h |
|--|-----------|----------|----------|----------|----------|----------|
| CO ₂ | API N-80 | 0,00000 | 0,00000 | 0,00000 | 0,00000 | 0,00000 |
| | API P-110 | 0,00000 | 0,00000 | 0,00000 | 0,00000 | 0,00000 |
| CO ₂ +H ₂ O | API N-80 | -0,01741 | -0,00196 | -0,00052 | 0,00036 | 0,00013 |
| | API P-110 | -0,02843 | -0,00391 | -0,00142 | 0,00036 | 0,00014 |
| CO ₂ +H ₂ O+N ₂ | API N-80 | -0,03483 | -0,00065 | -0,00078 | -0,00210 | -0,00228 |
| | API P-110 | -0,01306 | -0,00044 | -0,00009 | -0,00218 | -0,00190 |
| CO ₂ +H ₂ O+N ₂ +O ₂ | API N-80 | -0,04789 | -0,00370 | -0,00122 | -0,00301 | -0,00309 |
| | API P-110 | -0,02177 | -0,00196 | -0,00070 | -0,00294 | -0,00340 |

Tabla 10*Gradientes de Presión ($\partial v/\partial P$) - mmy/psi*

| Ambiente | Material | 1h | 20h | 50h | 120h | 200h |
|--|-----------------|-----------|------------|------------|-------------|-------------|
| CO ₂ | API N-80 | 0,000000 | 0,000000 | 0,000000 | 0,000000 | 0,000000 |
| | API P-110 | 0,000000 | 0,000000 | 0,000000 | 0,000000 | 0,000000 |
| CO ₂ +H ₂ O | API N-80 | 0,000000 | 0,000058 | 0,000023 | 0,000102 | 0,000044 |
| | API P-110 | -0,001894 | 0,000047 | 0,000038 | 0,000144 | 0,000083 |
| CO ₂ +H ₂ O+N ₂ | API N-80 | 0,001161 | 0,000000 | -0,000012 | -0,000087 | 0,000002 |
| | API P-110 | -0,000580 | 0,000029 | -0,000035 | -0,000097 | 0,000041 |
| CO ₂ +H ₂ O+N ₂ +O ₂ | API N-80 | 0,001161 | 0,000087 | 0,000104 | -0,000058 | -0,000017 |
| | API P-110 | -0,000580 | -0,000029 | -0,000035 | -0,000140 | -0,000029 |

Por otro lado, y a partir de los resultados obtenidos, se establece un modelo termodinámico que incorpora las interacciones no aditivas identificadas experimentalmente entre las especies presentes (CO₂, H₂O, N₂, O₂) y considera los efectos sinérgicos que trascienden las aproximaciones clásicas de corrosión por CO₂.

La base conceptual del modelo se establece mediante la consideración de que la velocidad de corrosión en sistemas multicomponente resulta de la contribución de múltiples mecanismos competitivos, cada uno con dependencias termodinámicas específicas. El modelo integra los efectos de temperatura, presión, composición de la fase gaseosa y tiempo

de exposición, proporcionando predicciones cuantitativas de velocidad de corrosión y factores de impacto bajo condiciones operacionales variables.

$$V_{\text{corr}} = V_0 \times F_{\text{temp}} \times F_{\text{pres}} \times F_{\text{comp}} \times F_{\text{tiempo}} \quad (44)$$

Donde,

V_{corr} = Velocidad base de corrosión en CO₂ puro (mm/año)

F_{temp} = Factor de corrección por temperatura

F_{pres} = Factor de corrección por presión

F_{comp} = Factor de corrección por composición

F_{tiempo} = Factor de corrección temporal

Factor de temperatura

$$F_{\text{temp}} = 1 - \alpha (T - T_{\text{ref}}) \quad (45)$$

Donde,

T = Temperatura operacional

T_{ref} = Temperatura de referencia (520 °F)

α = Coeficiente experimental (0.0015 °F⁻¹)

Factor de Presión

$$F_{\text{pres}} = 1 + \beta \operatorname{sen} \left(\pi * \frac{P - 800}{300} \right) \quad (46)$$

Donde,

$$\beta = 0,12$$

P = Presión operacional

Factor de composición

$$F_{\text{comp}} = 1 + \sum(C_i x_i) \quad (47)$$

C_i = Factor de impacto de la impureza i

x_i = Fracción molar de la impureza i

Factor de tiempo

$$F_{\text{tiempo}} = A \times e^{-\frac{t}{\tau_1}} + B \times e^{-\frac{t}{\tau_2}} + C \quad (48)$$

Donde,

$$A = 2,5$$

$$B = 1,8$$

$$C = 0,3$$

$$\tau_1 = 15 \text{ h}$$

$$\tau_2 = 80 \text{ h}$$

t = tiempo de exposición (h)

7. Recomendaciones de mitigación y prevención.

Con base en las fases desarrolladas y el conocimiento generado, se formularon estrategias de mitigación y prevención para el control de la corrosión en los ambientes estudiados. Las recomendaciones incluyen la optimización de parámetros operacionales para minimizar la agresividad de los ambientes, y el establecimiento de medidas preventivas basadas en criterios de efectividad, viabilidad económica y aplicabilidad industrial. Las recomendaciones se estructuran considerando tanto acciones inmediatas como estrategias a largo plazo, proporcionando un marco integral para la gestión de la corrosión en operaciones de inyección de vapor-*flue gas* en la industria.

7.1. Control termodinámico.

Los resultados experimentales demostraron que los gradientes térmicos constituyen la variable de mayor impacto para la mitigación de corrosión, con valores negativos de hasta $-0,04789$ mmy/°F en el ambiente cuaternario. Este comportamiento establece que el incremento controlado de temperatura reduce significativamente las velocidades de corrosión debido a la estabilización de productos protectores como FeCO_3 . La implementación de control térmico debe mantener de ser posible la temperatura operacional en el rango de $536 - 572$ °F.

La eliminación de gradientes térmicos críticos requiere el aislamiento térmico de tuberías de transporte, la instalación de intercambiadores de calor en puntos de transición, y el monitoreo continuo de temperatura con sensores distribuidos. A largo plazo, se recomienda el diseño de sistemas de calentamiento por inducción para mantenimiento térmico, la implementación de recuperación de calor residual, y el desarrollo de mapas térmicos predictivos del sistema.

7.2. Gestión de presión parcial.

Los efectos no lineales de presión identificados experimentalmente, con máximos críticos a 950 psi, requieren evitar estas ventanas operacionales específicas. El control de

presión parcial de CO₂ debe mantenerse por debajo de 800 psi cuando sea técnicamente viable, evitando la ventana crítica de 950 psi identificada experimentalmente. La implementación de sistemas de alivio de presión automáticos y dilución controlada con gases inertes (N₂, Ar) puede resultar ser efectiva para reducir la presión parcial de CO₂ manteniendo el monitoreo continuo de composición gaseosa.

7.3. Eliminación de impurezas críticas.

Los factores de impacto extremos observados (hasta 29.225 para el ambiente cuaternario) demandan la eliminación prioritaria de oxígeno mediante protocolos de desoxigenación. El sistema integrado de desoxigenación debe incluir desoxigenación química, monitoreo continuo para mantener en lo posible la concentración lo más baja posible, y sistema de respaldo con secuestrantes de oxígeno. Esta estrategia resulta crítica considerando que la presencia de oxígeno incrementa los factores de impacto de corrosión en 50 - 80 % respecto a ambientes sin oxígeno.

7.4. Criterios de selección optimizados.

Las diferencias experimentales observadas entre API N-80 y API P-110 demuestran que la selección del material determina la calidad de productos de corrosión formados. El API P-110 forma carbonatos más estables termodinámicamente comparado con API N-80, explicando su mayor resistencia a largo plazo.

7.5. Estrategias de monitoreo y control predictivo.

Las ventanas temporales críticas identificadas experimentalmente (20 - 50 h, 120 - 200 h) requieren monitoreo continuo para intervención preventiva. La red de sensores distribuidos debe incluir sensores de velocidad de corrosión en tiempo real.

7.6. Modelos predictivos avanzados.

El desarrollo de algoritmos de inteligencia artificial para predicción de velocidad de corrosión debe incorporar redes neuronales con entradas de temperatura, presión, tiempo, composición de gas, concentración de inhibidor, y tipo de material.

7.7. Inspección basada en riesgo.

Los factores de impacto variables observados requieren inspección diferenciada por zona y condición. Las zonas de inyección directa con factores de impacto superiores a 25.000 requieren inspección muy frecuente. Las líneas principales con factores de impacto de 15.000 – 25.000 requieren inspección frecuente.

Las acciones críticas inmediatas incluyen la implementación de control térmico optimizado con retorno de inversión inmediato, la instalación de sistemas de desoxigenación para eliminar el factor más crítico identificado experimentalmente, y aplicación de inhibidores para protección inmediata. El desarrollo a mediano plazo incluye la implementación de monitoreo predictivo con inteligencia artificial, el upgrade selectivo a materiales resistentes basado en los hallazgos, y el desarrollo de protocolos de mantenimiento optimizados. La visión a largo plazo contempla un sistema completamente autónomo de gestión de corrosión, integración con operaciones digitales de campo, y desarrollo de tecnologías de próxima generación.

8. CONCLUSIONES

El presente trabajo de investigación aplicada estableció un paradigma para el entendimiento de la corrosión en sistemas multicomponente aplicados a tecnologías de inyección de CO₂ - CCUS, demostrando que los efectos de interacción entre impurezas superan los modelos aditivos tradicionales. Los hallazgos revelaron que la presencia de impurezas (H₂O, N₂, O₂) no solo intensifica los procesos corrosivos, sino que redefine los mecanismos, creando comportamientos emergentes imposibles de predecir mediante aproximaciones clásicas de corrosión por CO₂.

La evaluación de los efectos de las variables termodinámicas sobre los aceros API N-80 y API P-110 estableció que temperatura, presión y tiempo interactúan de manera dinámica a lo largo de la exposición. La temperatura exhibió un efecto inverso en todos los ambientes con presencia de agua, donde el incremento térmico de 520 °F a 560 °F resultó en reducciones de velocidad de corrosión de hasta 38 %, contrario al efecto activador observado en CO₂ puro. La presión demostró efectos no lineales con máximos consistentes a 950 psi en todos los ambientes húmedos, identificándose ventanas operacionales críticas que deben evitarse en sistemas de inyección. El tiempo de exposición reveló tres fases diferenciadas, activación inicial (0 - 20 h), máxima agresividad (20 - 50 h) y estabilización progresiva (50 - 200 h), donde la convergencia a 50 horas estableció un punto de inflexión crítico universal para todos los sistemas, proporcionando criterios concretos para la optimización de protocolos operacionales y estrategias de mitigación diferenciadas por fase temporal.

La determinación de la cinética de corrosión en presencia de impurezas reveló efectos sinérgicos no aditivos que trascienden las aproximaciones clásicas de corrosión por CO₂. El vapor de agua actuó como el catalizador corrosivo primario, incrementando las velocidades de corrosión entre 1.000 y 8.000 veces respecto al CO₂ puro e invirtiendo los patrones de

respuesta a temperatura y presión. El nitrógeno, especie convencionalmente considerada inerte, exhibió un mecanismo de modulación interfacial que interfiere en la organización de los productos de corrosión, generando estructuras de menor cristalinidad. El oxígeno generó los factores de impacto más extremos de toda la investigación, con velocidades iniciales superiores en un 57 % al sistema ternario, estableciendo comportamientos emergentes imposibles de predecir mediante modelos aditivos tradicionales y confirmando que los efectos de interacción entre impurezas superan la suma de sus contribuciones individuales.

El desarrollo del modelo termodinámico predictivo estableció correlaciones cuantitativas directas entre condiciones termodinámicas y riesgos de corrosión que permiten la predicción de comportamiento en sistemas multicomponente. Los diagramas de Ellingham y equilibrio validaron experimentalmente que los compuestos con mayor espontaneidad termodinámica (Mn_3O_4 , $MnOOH$, $MnCO_3$) no se forman en proporciones significativas debido a limitaciones de disponibilidad elemental, mientras que los productos predominantes (Fe_2O_3 , Fe_3O_4 , $FeCO_3$) correspondieron a especies termodinámicamente favorables bajo las condiciones específicas estudiadas. Los gradientes termodinámicos identificados ($\partial v/\partial T$ y $\partial v/\partial P$) proporcionaron criterios para la optimización operacional, donde el control térmico emergió como la estrategia de mitigación más efectiva con efectos 10 - 100 veces mayores que el control de presión, estableciendo bases científicas sólidas para el desarrollo de protocolos de operación y estrategias de mitigación.

El estudio de los mecanismos de corrosión en los aceros API N-80 y API P-110 expuestos a los cuatro ambientes de inyección, validado mediante caracterización multitécnica DRX-XPS, reveló mecanismos diferenciados y progresivamente más complejos según la composición del ambiente. Se establecieron correlaciones directas entre especiación química superficial, mecanismos de corrosión y comportamiento cinético, identificándose secuencias de transformación de productos específicas para cada sistema. La secuencia $Fe \rightarrow Fe_3O_4 \rightarrow FeCO_3$ con control cinético-termodinámico diferenciado en CO_2 puro; la

oxidación escalonada paralela a la acidificación controlada en $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$; la interferencia del N_2 en la presencia del FeCO_3 con exposición superficial de Fe_3C preexistente en $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{N}_2$; y la transición desde FeCO_3 hacia $\gamma\text{-FeOOH}$ inducida por el O_2 en el sistema cuaternario. Los mecanismos diferenciados entre ambos aceros, donde el API P-110 desarrolló carbonatos mixtos $(\text{Fe},\text{Mn})\text{CO}_3$ de mayor estabilidad termodinámica por participación del manganeso como elemento aleante, evidencian que la composición microestructural del material es un factor determinante en la respuesta corrosiva. El conjunto de hallazgos establece principios científicos que requieren la reconceptualización de los criterios de diseño, selección de materiales y estrategias operacionales para infraestructura CCUS en el contexto colombiano.

9. NOVEDAD CIENTIFICA

9.1. Generación de nuevo conocimiento.

Esta investigación establece un nuevo paradigma en el entendimiento de la corrosión en sistemas multicomponente, demostrando experimentalmente que los efectos de interacción entre impurezas trascienden los modelos aditivos tradicionales y pueden determinar completamente el comportamiento del sistema. Los hallazgos revelan que la presencia de impurezas (H_2O , N_2 , O_2) no solo intensifica los procesos corrosivos, sino que redefine los mecanismos de corrosión, creando comportamientos emergentes imposibles de predecir mediante aproximaciones clásicas de corrosión por CO_2 . Esta reconceptualización fundamental requiere la revisión de criterios de diseño, selección de materiales y estrategias operacionales para infraestructura CCUS.

El trabajo identifica mecanismos específicos que operan en sistemas multicomponente. Se establece experimentalmente el mecanismo de modulación interfacial del nitrógeno, donde este gas interfiere en la cristalización de productos de corrosión formando especies intermedias $FeCO_3 \cdot (N_2)_n$ defectuosas que posteriormente se desestabilizan hacia productos menos protectores. La secuencia de desestabilización progresiva $Fe \rightarrow Fe_3O_4 \rightarrow FeCO_3$ con N_2 actuando como modulador constituye un nuevo hallazgo en la literatura de corrosión por CO_2 . Adicionalmente, se caracteriza el mecanismo de corrosión mixta en presencia de oxígeno, donde la competencia entre carbonatación y oxidación directa resulta en predominancia de γ - $FeOOH$, producto de corrosión con características menos protectoras que los carbonatos tradicionales.

La investigación revela efectos muy importantes de las variables operacionales. El efecto inverso de temperatura, donde el incremento térmico reduce la velocidad de corrosión en ambientes húmedos con gradientes de hasta -0.04789 mmy/ $^{\circ}F$, constituye un comportamiento contraintuitivo validado experimentalmente en todos los ambientes estudiados. Los efectos no-lineales de presión, con máximos críticos a 950 psi en todos los ambientes húmedos, identifican ventanas operacionales específicas que deben evitarse. La

jerarquización cuantitativa demuestra que el control térmico es 10 - 100 veces más efectivo que el control de presión, estableciendo prioridades claras para estrategias de mitigación.

El trabajo establece la existencia de ventanas temporales en sistemas de corrosión multicomponente. Las tres fases identificadas experimentalmente - activación inicial (0 -20 h), máxima agresividad (20 - 50h) y estabilización progresiva (50 - 200 h), se presentan consistentemente en todos los sistemas estudiados, con convergencia crítica a 50 horas que constituye un punto de inflexión común. La identificación del período 120 - 200 h como ventana de transformaciones irreversibles proporciona criterios temporales específicos para la optimización de protocolos de inspección y mantenimiento preventivo.

El trabajo cuantifica por primera vez gradientes termodinámicos específicos para sistemas CO₂ multicomponente, estableciendo gradientes térmicos negativos de hasta -0.04789 mmy/ °F en el ambiente cuaternario y gradientes de presión variables según la composición específica del ambiente. La metodología de análisis de puntos extremos desarrollada proporciona criterios cuantitativos directamente aplicables para optimización de condiciones operacionales, mientras que la jerarquización de efectos establece que el control térmico constituye la estrategia de mitigación más efectiva con impactos 10 - 100 veces superiores al control de presión.

La determinación de factores de impacto extremos y no-aditivos establece rangos cuantitativos. El vapor de agua como catalizador primario genera incrementos de 1.000 - 8.000 veces respecto a CO₂ puro, mientras que el nitrógeno exhibe factores variables desde efectos protectores (-4.905) hasta perjudiciales (+5.036) según el material específico. El oxígeno produce los factores de impacto más extremos observados (hasta 29.225), estableciendo que aun en bajas concentraciones constituye la impureza más crítica para control prioritario.

Asimismo, los resultados proporcionan criterios cuantitativos con potencial de aplicación en operaciones industriales CCUS. Las condiciones experimentales basadas en datos operativos reales garantizan representatividad industrial, mientras que las estrategias de mitigación desarrolladas son potencialmente escalables a infraestructura de gran escala.

La investigación contribuye directamente a la viabilidad de soluciones industriales para la transición energética global hacia la descarbonización. Las estrategias de control termodinámico proporcionan metodologías para reducción de riesgos operacionales.

La integración de estos aportes representa un avance importante que trasciende el campo específico de la corrosión, estableciendo metodologías y principios aplicables al desarrollo de tecnologías sostenibles y contribuyendo directamente a la viabilidad técnica y económica de soluciones para la mitigación del cambio climático a escala global.

9.2. FORTALECIMIENTO DE LA CAPACIDAD CIENTÍFICA Y TECNOLÓGICA

El desarrollo de esta investigación permitió fortalecer las relaciones entre distintas entidades nacionales e internacionales, consolidando un ecosistema de investigación. La colaboración establecida entre la Universidad Industrial de Santander, a través del Grupo de Investigaciones en Corrosión (GIC), el Centro de Investigación para el Desarrollo Sostenible en Industria y Energía (CIDES) y el Grupo de Recobro Mejorado (GRM), la Universidad de Cartagena, a través del grupo Carboquímica y la Universidad de Alberta fortaleció las capacidades investigativas mediante transferencia de conocimiento y acceso a infraestructura científica de vanguardia. La pasantía de investigación realizada en la Universidad de Alberta bajo la dirección del profesor Dongyang Li del Department of Chemical and Materials Engineering permitió el intercambio de metodologías y el acceso a técnicas de caracterización fundamentales para el desarrollo de esta investigación.

El financiamiento otorgado por Minciencias a través de la Convocatoria del Fondo de Ciencia, Tecnología e Innovación del Sistema General de Regalías para la conformación de una lista de proyectos elegibles para ser viabilizados, priorizados y aprobados por el OCAD en el marco del Programa de Becas de Excelencia, fue fundamental para el desarrollo de la presente investigación.

Asimismo, la articulación con el Instituto Colombiano del Petróleo y Energías de la Transición (Icpet) a través de sus laboratorios de DRX/EDX constituyó un elemento

fundamental para el fortalecimiento de la infraestructura científica. La participación de la empresa privada Biotech Innovation SAS a través de su Centro de Investigación en Soluciones Tecnológicas e Innovación Energética para el Desarrollo Sostenible y Social estableció un puente efectivo entre la investigación y el desarrollo tecnológico, garantizando la transferencia y la apropiación social del conocimiento generado.

9.3. APROPIACIÓN SOCIAL DEL CONOCIMIENTO

Por otra parte, esta investigación dio lugar a la publicación de 8 artículos: 2 en revistas internacionales con categoría A1, 1 en revista internacional con categoría A2 y 5 en revistas internacionales con categoría B.

Artículos publicados:

- **Título:** Influence of the Oxygen Content, Pressure and Temperature in the API N-80 Corrosion for Applications of CCS-EOR Processes. Chemical Engineering Transactions. ISSN: 2283-9216. **Autores:** Orozco-Agamez Juan, Santos Luis F, Moreno Julian A, Alviz-Meza Anibal, Leon Adan Y, Pena-Ballesteros Darío.
- **Título:** Natural Polymers as Green Corrosion Inhibitors in Carbon Steels for Applications in Acid Environment. Chemical Engineering Transactions. ISSN: 2283-9216. **Autores:** Orozco-Agamez Juan, Alviz-Meza Anibal, Colpas Fredy, Jimenez Michell, Pena-Ballesteros Darío, Kafarov Viatcheslav.
- **Título:** Effects of Temperature and Pressure on Corrosion Products in a Steam-Flue Gas Environment: A Simulation Study. Chemical Engineering Transactions. ISSN: 2283-9216. **Autores:** Santos Luis F, Moreno Julian A, Orozco-Agamez Juan, Leon Adan Y, Pena-Ballesteros Darío, Kafarov Viatcheslav.

- **Título:** Determination of corrosion products for steam and flue gas injection environments using thermodynamic simulation. Journal of Physics Conference Series. ISSN: 1742-6588. **Autores:** J Moreno, L Santos, J Orozco-Agamez, C Ariza, S Muñoz, D Peña.
- **Título:** Bibliometric Analysis of Fourth Industrial Revolution Applied to Material Sciences Based on Web of Science and Scopus Databases from 2017 to 2021. Chemengineering. ISSN: 2305-7084. **Autores:** Anibal Alviz-Meza, Juan Orozco-Agamez, Diana C.P.Quinayá, Antistio Alviz-Amador.
- **Título:** Study of early P91 dual corrosion in steam and simulated combustion gases from a gas-fired boiler. Journal Of Materials Research And Technology ISSN: 2238-7854. **Autores:** Anibal Alviz-Meza, Adam Duong, Juan Orozco-Agamez, Viatcheslav Kafarov, Yulineth Cárdenas-Escorcía, Gaylord Carrillo-Caballero, Darío Peña-Ballesteros.
- **Título:** Prediction of some physicochemical properties in Colombian crude oils upgraded by catalytic aquathermolysis using UV-VIS spectroscopy associated with chemometric methods. Spectrochimica Acta Part A Molecular And Biomolecular Spectroscopy. ISSN: 1386-1425. **Autores:** Adan Y. León, Keyner S. Núñez-Méndez, Luis M. Salas-Chia, Juan C. Orozco-Agamez, Darío Y. Peña-Ballesteros, Jaime J. Martínez-Vertel, Paola A. León, Daniel R. Molina-Velasco.
- **Título:** Eco-Friendly Corrosion Inhibitors from Sugarcane Bagasse for Environments Relevant to CO₂ Transport: a Review. Chemical Engineering Transactions ISSN: 2283-9216. **Autores:** Orozco-Agamez Juan, Duran Emily, Diaz Natalia, Peña-

Ballesteros Darío, Alviz Meza Aníbal, Garcia Sandra, Leon Adan Y, Kafarov Viatcheslav.

Dirección de tesis de posgrado y pregrado:

- **Título:** Evaluación de la eficiencia energética de un proceso de inyección continua de vapor con flue gas en un yacimiento estratificado. *Universidad Industrial de Santander.* **Estado: Tesis concluida Maestría en Ingeniería de Hidrocarburos.** Persona(s) orientada(s): Caterine Ariza Quiroga.
- **Título:** Evaluación del efecto de la co-inyección vapor-flue gas con presencia de oxígeno como método de recobro mejorado sobre la corrosión en el acero al carbono API N-80 a escala de laboratorio. *Universidad de Pamplona.* **Estado: Tesis concluida pregrado Ingeniería Química.** Persona(s) orientada(s): Manuel Montañez. **Tesis Meritoria.**
- **Título:** Estudio conceptual de la tecnología de captura de CO₂ por medio de la absorción de aminas y su efecto en la corrosión de aceros al carbono. *Universidad Industrial de Santander.* **Estado: Tesis concluida pregrado** Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de Materiales. Persona(s) orientada(s): Diego Hernando Tirado
- **Título:** Evaluación de los efectos de las variables temperatura y presión en el comportamiento corrosivo del acero API N-80 bajo la aplicación de la técnica inyección vapor-flue gas mediante software de simulación. *Universidad Industrial de Santander.* **Estado: Tesis concluida pregrado** Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de Materiales. Persona(s) orientada(s): Luis Fernando Santos Cano.

- **Título:** Evaluación de los efectos de las variables temperatura y presión en el comportamiento corrosivo del acero API N-80 bajo la aplicación de la técnica inyección vapor-flue gas mediante software de simulación. *Universidad Industrial de Santander*. **Estado: Tesis concluida pregrado** Escuela de Ingeniería de Petróleos. Persona(s) orientada(s): Julián Andrés Moreno Cainaba.
- **Título:** Evaluación de la corrosión en el acero al carbono API N-80 bajo un ambiente de dióxido de carbono-vapor de agua en condiciones reales de operación a escala de laboratorio. *Universidad Industrial de Santander*. **Estado: Tesis concluida pregrado** Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de Materiales. Persona(s) orientada(s): Anderson Peña y Karen Quintero.
- **Título:** Evaluación del efecto de la co-inyección vapor - flue gas como método de recobro mejorado sobre la corrosión en el acero al carbono API N-80 a escala de laboratorio. *Universidad Industrial de Santander*. **Estado: Tesis concluida pregrado** Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de Materiales. Persona(s) orientada(s): Adrián Ricardo Cárdenas Flórez y Jhon Freddy Aceros Cabezas. **Tesis Laureada.**

Presentación en eventos académicos internacionales:

- XXVIII International Materials Research Congress. Tipo de evento: Congreso. **Ámbito:** Internacional. Realizado: 2019-08-18- 2019-08-23 en Cancún, México.
- Mary Kay OConnor Process Safety Center International Symposium. Tipo de evento: Simposio. **Ámbito:** Internacional. Realizado: 2019-10-22- 2019-10-24 00:00:00.0 en College station - Texas A&M University.
- IV Workshop on Modeling and Simulation for Science and Engineering (IV WMSSE). Tipo de evento: Congreso. **Ámbito:** Nacional. Realizado: 2021-03-15 - 2021-03-16 en Armenia.

- Computer Simulation and Control in Technics and Technologies CSCTT-2021. Tipo de evento: Congreso. Ámbito: Internacional. Realizado:2021-05-12 - 2021-05-14 en Kiev.
- I Simposio del Programa de Ingeniería de Petróleos – Petroweek- UIS 2021. Tipo de evento: Simposio. Ámbito: Nacional. Realizado:2021-01-27 - 2021-01-29 en Bucaramanga.
- 1st international conference on energy, environment & digital transition. Tipo de evento: Congreso. Ámbito: Nacional. Realizado: 2022-10-23 - 2022-en Milán, Italia.
- 16th International Conference on Chemical and Process Engineering. Tipo de evento: Congreso. Ámbito: Internacional. Realizado: 2023-05-21 - 2023-05-24 00:00:00.0 en Napoli. Italia.
- XII CIM - Congreso Internacional De Materiales. Tipo de evento: Congreso. Ámbito: Internacional. Realizado: 2024-09-25 - 2024-09-27 en Medellín, Colombia.
- International Conference On Biomass – ICONBM. Tipo de evento: Congreso. Ámbito: Internacional. Realizado: 2024-05-19 - 2024-05-22 en Palermo, Italia.
- XIX Congreso Regional Colombiano De Petróleo, Gas y Energía 2022. Tipo de evento: Congreso. Ámbito: Nacional. Realizado:2022-08-24 - 2022-08-26 en Cartagena De Indias.

- 32nd International Materials Research Congress. Tipo de evento: Congreso. Ámbito: Internacional. Realizado: 2024-08-18 - 2024-08-23 en Cancún, México.
- 8th International Week of Science, Technology, and Innovation (8th IWSTI). Tipo de evento: Seminario. Ámbito: Nacional. Realizado: 2021-09-21 - 2021-09-24 en Cúcuta.
- 31 Congreso Colombiano de Ingeniería Química y Primera Conferencia Interamericana De Ingeniería Química y Procesos. Tipo de evento: Congreso. Ámbito: Internacional. Realizado el: 2021-11-24 - 2021-11-27 en Bogotá.
- 25th Conference on Process Integration for Energy Saving and Pollution Reduction. Tipo de evento: Congreso. Ámbito: Internacional. Realizado: 2022-09-05 - 2022-09-08 en Grad Split - island of Brač.
- XI Congreso Internacional de Materiales (XI CIM 2022). Tipo de evento: Congreso. Ámbito: Internacional. Realizado: 2022-10-26 - 2022-10-28 en Santa Marta, Colombia.

10. BIBLIOGRAFÍA

- Ahmed, S., Rahman, M., & Hassan, K. (2021). Enhanced oil recovery using flue gas injection: Mechanisms and field applications. *Journal of Petroleum Science and Engineering*, 198, 108142. <https://doi.org/10.1016/j.petrol.2020.108142>
- Anderson, M. R., Roberts, K. L., & Davis, J. P. (2024). Multiphysics modeling of localized corrosion in CO₂ injection pipelines: Integrating computational fluid dynamics and electrochemistry. *Corrosion Science*, 234, 112156.
- ASM Handbook. (2023). Volume 9: Metallography and Microstructures (2nd ed.). ASM International.
- ASTM, A. A. N. S. (1995). Standard practice for preparation of metallographic specimens (E3-95). *Annual Book of ASTM Standards*, 03(March), 1–9. <https://doi.org/10.1520/E0535-12.2>
- Bui, M., Adjiman, C. S., Bardow, A., Anthony, E. J., Boston, A., Brown, S., Fennell, P. S., Fuss, S., Galindo, A., Hackett, L. A., Hallett, J. P., Herzog, H. J., Jackson, G., Kemper, J., Krevor, S., Maitland, G. C., Matuszewski, M., Metcalfe, I. S., Petit, C., Puxty, G., Reimer, J., Reiner, D. M., Rubin, E. S., Scott, S. A., Shah, N., Smit, B., Trusler, J. P. M., Webley, P., Wilcox, J., & Mac Dowell, N. (2018). Carbon capture and storage (CCS): the way forward. *Energy & Environmental Science*, 11(5), 1062–1176. <https://doi.org/10.1039/C7EE02342A>
- Burkle, D. P., Hua, Y., & Neville, A. (2018). The early stages of FeCO₃ scale formation kinetics in CO₂ corrosion. *Corrosion Science*, 137, 89-99.
- Casallas Salinas, Q. (2011). LA CORROSIÓN Y EL MANTENIMIENTO
- Cengel. (2012). Termodinamica. In *Termodinámica: Vol. Septima ed (Issue S)*.
- Cui, Y., Tan, L., Katoh, Y., & Hoelzer, D. T. (2024). Revealing the effect of O₂, SO₂ and H₂O in supercritical CO₂ on the corrosion behavior of 316 L steel at elevated temperature. *Corrosion Science*, 226, Article 111643
- Chen, L., Wang, X., & Liu, Y. (2022). Nitrogen and carbon dioxide synergistic effects in flue gas enhanced oil recovery. *Energy & Fuels*, 36(8), 4523-4535. <https://doi.org/10.1021/acs.energyfuels.2c00156>
- Chen, L., Zhang, Y., Wu, S., & Li, H. (2023). Temperature-dependent morphology and composition evolution of corrosion products on low-alloy steels in wet CO₂ environments. *Journal of Materials Science & Technology*, 145, 89-102.

- Chen, X., Wang, Y., & Liu, Z. (2022). Corrosion mechanism of X65 steel exposed to H₂S/CO₂ brine and H₂S/CO₂ vapor corrosion environments. *Corrosion Science*, 205, 110456. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2022.110456>
- Davis, J. R. (Ed.). (2000). *Corrosion: Understanding the Basics*. ASM International.
- Dong et al. (2020). Enhanced oil recovery techniques for heavy oil and oilsands reservoirs after steam injection. *Applied Energy*, 239, 1190-1211
- Dong, M., Ma, S., & Liu, Q. (2020). Enhanced oil recovery techniques for heavy oil and oilsands reservoirs after steam injection. *Applied Energy*, 239, 1190-1211. <https://doi.org/10.1016/j.apenergy.2019.02.022>
- Dugarte, P., Solange, Y., & Prada, H. (2015). Behavior of corrosion of steels grade API J – 55 , P – 110 and N – 80 in saline environment with flow CO₂ Comportamiento a la corrosión de los aceros grado API J – 55 , P – 110 y N – 80 en medio salino con flujo de CO₂, 52–61.
- Elsevier Corrosion Series (Vol. 1).<https://doi.org/10.1017/CBO9781107415324.004>
- García-Morales, R., Santos, P., & Mendoza, A. (2024). Performance evaluation of duplex and super duplex stainless steels in severe wet CO₂ environments for enhanced oil recovery applications. *Materials and Corrosion*, 75(3), 445-458.
- Gaskell, D. R., & Laughlin, D. E. (2017). *Introduction to the Thermodynamics of Materials* (6th ed.). CRC Press.
- Hallama Maroš, Tkáč Ján, Monbaliu Ornella, Z. Y. (2015). Non-destructive
- Hein (2017). Heavy oil and oil (tar) sands in North America: An overview & summary of contributions. *Natural Resources Research*, 15(2), 67-84
- Higuera et al. (2021). Steam injection in Colombian heavy oil fields. *CT&F - Ciencia, Tecnología y Futuro*, 11(1), 43-58
- Higuera, M., Ramírez, A., & Carvajal, J. (2021). Steam injection in Colombian heavy oil fields: Review of mechanisms, performance and operational practices. *CT&F - Ciencia, Tecnología y Futuro*, 11(1), 43-58. <https://doi.org/10.29047/01225383.257>
- Hou, B., Li, X., Ma, X., Du, C., Zhang, D., Zheng, M., Xu, W., Lu, D., & Ma, F. (2017). The cost of corrosion in China. *npj Materials Degradation*, 1, 4. <https://doi.org/10.1038/s41529-017-0005-2>.
- Hua, Y., Barker, R., & Neville, A. (2020). Effect of temperature on the early stages of CO₂ corrosion of carbon steel. *Corrosion Science*, 177, 108962.

- Hua, Y., Shamsa, A., & Barker, R. (2023). Effect of pressure on long-term corrosion behavior of carbon steel in supercritical CO₂ environments. *International Journal of Greenhouse Gas Control*, 125, 103876.
- IEA (2025). *World Energy Outlook 2025*. International Energy Agency, Paris. <https://www.iea.org/reports/world-energy-outlook-2025>
- INDUSTRIAL. *Revista Ingenio Libre*, (10), 2. Retrieved from
- IPCC (2021). *Climate Change 2021: The Physical Science Basis*
- Johnson, R., Smith, D., & Brown, P. (2022). Interfacial tension reduction mechanisms in CO₂-steam co-injection for heavy oil recovery. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 185, 122156. <https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2021.122156>
- Katerina Kreislova, Hana Geiplova, Lubomir Mindos, R. N. (2015). *Corrosion*
- Kim, J., & Nesic, S. (2022). "Effect of temperature on the corrosion of carbon steel in high-pressure CO₂-water environments." *Corrosion Science*, 195, 1.10009.
- Koch, G. H., Brongers, M. P. H., Thompson, N. G., Virmani, Y. P., & Payer, J. H. (2016). *Corrosion Cost and Preventive Strategies in the United States*. FHWA-RD-01-156, Federal Highway Administration, U.S. Department of Transportation.
- Kumar, A., Sharma, V., & Gupta, R. (2022). Electrochemical impedance characterization of corrosion layers formed on carbon steel in CO₂ environments: Effect of temperature and pressure. *Electrochimica Acta*, 412, 140089.
- Kumar, A., Singh, P., & Sharma, R. (2023). Thermal efficiency optimization in steam-assisted gravity drainage with flue gas co-injection. *Applied Energy*, 342, 121145. <https://doi.org/10.1016/j.apenergy.2023.121145>
- Li, H., Wang, Y., & Cheng, F. (2024). Temporal evolution of protective iron carbonate layers in CO₂ corrosion: From formation to stabilization. *Corrosion Science*, 235, 112184.
- Li, H., Zhang, Q., & Wang, J. (2024). Thermodynamic analysis of steam quality improvement through flue gas integration in heavy oil recovery. *Energy Conversion and Management*, 287, 117089. <https://doi.org/10.1016/j.enconman.2024.117089>
- Li, Y., Zhang, X., & Chen, Q. (2024). Mechanism and anti-corrosion measures of carbon dioxide corrosion in CCUS: A review. *PMC Environmental Science*, 15(4), 234-248.
- Li, Y., Zhang, X., & Chen, Q. (2024). Mechanism and anti-corrosion measures of carbon dioxide corrosion in CCUS: A review. *PMC Environmental Science*. Recuperado de <https://pmc.ncbi.nlm.nih.gov/articles/PMC10758979/>

- Li, Y., Zhang, X., & Chen, Q. (2024). Mechanism and anti-corrosion measures of carbon dioxide corrosion in CCUS: A review. *PMC Environmental Science*. Recuperado de <https://pmc.ncbi.nlm.nih.gov/articles/PMC10758979/>
- Li, Y., Zhang, X., & Chen, Q. (2024). Mechanism and anti-corrosion measures of carbon dioxide corrosion in CCUS: A review. *PMC Environmental Science*. Recuperado de <https://pmc.ncbi.nlm.nih.gov/articles/PMC10758979/>
- Li, Y., Zhang, X., & Chen, Q. (2024). Mechanism and anti-corrosion measures of carbon dioxide corrosion in CCUS: A review. *PMC Environmental Science*. Recuperado de <https://pmc.ncbi.nlm.nih.gov/articles/PMC10758979/>
- Liu, S., Chen, W., & Yang, M. (2022). Advanced steam injection techniques for extra-heavy oil recovery: A comprehensive review. *Fuel*, 315, 123187. <https://doi.org/10.1016/j.fuel.2022.123187>
- Liu, X., Wang, Q., & Zhou, M. (2023). Nonlinear temperature effects on CO₂ corrosion kinetics: A comprehensive mechanistic study. *Corrosion Science*, 221, 111347.
- mantenimiento-industrial.pdf
- Martinez, C., Lopez, J., & Garcia, A. (2024). Carbon footprint reduction in enhanced oil recovery through CCUS-integrated flue gas injection. *Journal of Cleaner Production*, 418, 138125. <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2024.138125>
- Melchers, R. E. (2020). Nonlinear trending of corrosion of high nickel alloys in extended marine and atmospheric exposures. *Corrosion Reviews*, 38(6), 515-528. <https://doi.org/10.1515/corrrev-2020-0079>
- Mendoza, L. (2015). Tubería de Producción (tubing).
- Ming, T., Zhang, L., Song, Y., Wang, Z., & Li, W. (2019). Effect of dissolved oxygen on corrosion behavior of X65 steel in water-containing supercritical CO₂ environments. *Materials and Corrosion*, 70(6), 1042-1052.
- Núñez-López & Moskal (2019). Potential of CO₂-EOR for near-term decarbonization. *Frontiers in Climate*, 1, 5
- Núñez-López, V., & Moskal, E. (2019). Potential of CO₂-EOR for Near-Term Decarbonization. *Frontiers in Climate*, 1, 5. <https://doi.org/10.3389/fclim.2019.00005>
- Patel, N. K., & Singh, R. (2024). Synergistic effects of multiple impurities on CO₂ corrosion of carbon steel pipelines in enhanced oil recovery systems. *International Journal of Greenhouse Gas Control*, 128, 104019.

- Pessu, F., Barker, R., & Neville, A. (2017). Pitting and Uniform Corrosion of X65 Carbon Steel in Sour Corrosion Environments: The Influence of CO₂, H₂S, and Temperature. *CORROSION*, 73(9), 1168–1183. <https://doi.org/10.5006/2454>
- Pessu, F., Barker, R., & Neville, A. (2021). Evolution of protective iron carbonate films during CO₂ corrosion of carbon steel. *Corrosion*, 77(12), 1284-1299.
- Porter, D. A., Easterling, K. E., & Sherif, M. Y. (2009). *Phase Transformations in Metals and Alloys* (3rd ed.). CRC Press.
- Protection Of Infrastructure Of Power Industry. *Materials Science Forum*, 811,
- Qing, A., Bian, C., Ming, Z., Han, X., & Zhang, J. (2018). Flow dependence of steel corrosion in supercritical CO₂ environments with different water concentrations. *Corrosion Science*, 134 (February), 149–161. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2018.02.027>
- Ren, S., Wang, X., Young, D., Mohamed-Said, M., Santos, B., & He, Y. (2023). Impact of residual cementite on inhibition of CO₂ corrosion of mild steel. *Corrosion Science*, 221, 111346. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2023.111346>
- Robles, E. C., Olivares-Xometl, O., Lijanova, I. V., Likhanova, N. V., Arellanes-Lozada, P., Calvillo-Muñoz, E. Y., & Díaz-Jiménez, V. (2024). Current overview of corrosion inhibition of API steel in different environments. *ACS Omega*, 9(28), 30456-30473. <https://doi.org/10.1021/acsomega.4c01999>
- Rodriguez, C., Martinez, F., & Lopez, J. (2023). Real-time observation of FeCO₃ layer formation on carbon steel surfaces using electrochemical atomic force microscopy. *Surface Science*, 734, 122089.
- Rodriguez, M., Perez, L., & Gonzalez, F. (2021). Mass transfer mechanisms in flue gas-steam co-injection for enhanced oil recovery. *Chemical Engineering Science*, 231, 116287. <https://doi.org/10.1016/j.ces.2020.116287>
- Shi, Z., et al. (2025). 2024, A Landmark Year for Climate Change and Global Carbon Capture, Utilization, and Storage: Annual Progress Review. *Energy Science & Engineering*. <https://doi.org/10.1002/ese3.70091>
- Sui Pengfei, Sun Jianbo, Hua Yong, Liu Huifeng, Zhou Mingnan, Zhang Yucan, Liu Jiahang, Wang Yong, Effect of temperature and pressure on corrosion behavior of X65 carbon steel in water-saturated CO₂ transport environments mixed with H₂S, *International Journal of Greenhouse Gas Control*, Volume 73, 2018, Pages 60-69, ISSN 1750-5836, <https://doi.org/10.1016/j.ijggc.2018.04.003>.
- Sui, P., Sun, J., Hua, Y., Liu, H., Zhou, M., Zhang, Y., Liu, J., & Wang, Y. (2018). Effect of temperature and pressure on corrosion behavior of X65 carbon Steel in water-saturated CO₂ transport environments mixed with H₂S. *International Journal of*

- Greenhouse Gas Control, 73(April), 60–69.
<https://doi.org/10.1016/j.ijggc.2018.04.003>
- Sun, C., Hua, Y., & Barker, R. (2021). Effect of impurities on the corrosion behavior of CO₂ transmission pipeline steel in supercritical CO₂–water environments. *Environmental Science & Technology*. <https://doi.org/10.1021/es102578c>
- Sun, C., Sun, J., Wang, Y., Lin, X., Li, X., & Cheng, X. (2016). Effect of O₂ and H₂S impurities on the corrosion behavior of X65 steel in water-saturated supercritical CO₂ system. *Corrosion Science*, 107, 193–203.
<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2016.02.032>
- Sun, C., Sun, J., Wang, Y., Lin, X., Li, X., & Cheng, X. (2016). Synergistic effect of O₂, H₂S and SO₂ impurities on the corrosion behavior of X65 steel in water-saturated supercritical CO₂ system. *Corrosion Science*, 107, 193–203.
<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2016.02.032>
- Sun, C., Sun, J., Wang, Y., Lin, X., Li, X., Cheng, X., & Liu, H. (2016). Synergistic effect of O₂, H₂S and SO₂ impurities on the corrosion behavior of X65 steel in water-saturated supercritical CO₂ system. *Corrosion Science*, 107, 193–203.
<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2016.02.032>
- Sun, J., Sun, C., Zhang, G., Zhao, W., & Wang, Y. (2016). Effect of water cut on the localized corrosion behavior of p110 tube steel in supercritical CO₂/oil/water environment. *Corrosion*, 72(11), 1470–1482. <https://doi.org/10.5006/1926>
- Sun, J., Zhang, C., & Liu, H. (2022). Synergistic effects of temperature and pressure on CO₂ corrosion of pipeline steels: A comprehensive study. *Materials Chemistry and Physics*, 289, 126445.
- Tang, K., Choi, Y. S., & Netic, S. (2021). Pressure-dependent corrosion mechanisms in CO₂ environments: Identification of optimal conditions for enhanced corrosion rates. *Corrosion*, 77(4), 412–425.
- Tang, X., Wang, Y., & Cheng, Y. F. (2016). A mechanistic study of internal corrosion of X65 pipeline steel. *Corrosion Science*, 107, 44–58.
- technique for evaluation of degradation on solar cells. *Materials Science Forum*, 811, 3–10.
- Thompson, A. B., & Lee, C. H. (2023). Machine learning approaches for corrosion rate prediction in CO₂ enhanced oil recovery systems using deep neural networks. *Computers & Chemical Engineering*, 171, 108145.
- Thompson, K., Wilson, S., & Davis, M. (2023). Integration of CCUS technologies with enhanced oil recovery: Environmental and economic benefits. *International Journal*

- of Greenhouse Gas Control, 125, 103847.
<https://doi.org/10.1016/j.ijggc.2023.103847>
- Wang, D., Liu, S., & Zhang, H. (2020). Investigations of mechanical properties of API P110 steel casing tubes operated in deep-sea sour condensate well conditions. *Journal of Petroleum Science and Engineering*, 195, 107589.
- Wang, D., Liu, S., & Zhang, H. (2020). Investigations of mechanical properties of API P110 steel casing tubes operated in deep-sea sour condensate well conditions. *ResearchGate*. <https://doi.org/10.1007/s12206-020-0715-z>
- Wang, H., Li, J., Chen, X., & Zhang, P. (2024). Corrosion behavior of API 5L X65 steel in supercritical CO₂ environments: Temperature effects and mechanism analysis. *Materials Chemistry and Physics*, 298, 127456.
- Wang, Y., & Chen, Z. (2020). Heat transfer optimization in steam-based enhanced oil recovery processes. *International Journal of Thermal Sciences*, 158, 106543.
<https://doi.org/10.1016/j.ijthermalsci.2020.106543>
- Wang, Y., Cheng, Y. F., & Li, J. (2019). "Characteristics and evolution of corrosion scales on carbon steel in CO₂-loaded aqueous environments at elevated temperatures." *Corrosion Science*, 148, 237-252.
- Wang, Z. M., & Song, G.-L. (2018). An Analytical Model for the Corrosion Risk of Water Alternating Gas Injection Wells in CO₂ Enhanced Oil Recovery Advanced Theory and Simulations, 1(7), 1800041. <https://doi.org/10.1002/adts.201800041>
- Wang, Z. M., Lun, P. L., Liu, G., Wang, X. Y., & Chen, J. M. (2019). Effect of oxygen concentration on corrosion behavior of X80 steel under supercritical CO₂ environment with impurities. *Journal of Supercritical Fluids*, 152, 104554.
- Wang, Z. M., Lun, Q. Y., Wang, J., Han, X., Zhu, W., Zhang, J., & Song, G. L. (2019). Corrosion mitigation behavior of an alternately wetted steel electrode in oil/water media. *Corrosion Science*, (422), 0–1. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2019.03.008>
- Wei, L., Pang, X., & Gao, K. (2014). Effects of crude oil on corrosion behavior of pipeline steel under wet CO₂ condition. *NACE - International Corrosion Conference Series*, (3846), 1–15.
- Wei, L., Pang, X., & Gao, K. (2020). Effect of temperature on the formation and protectiveness of iron carbonate layers in CO₂ corrosion. *Corrosion Science*, 177, 108981.
- Wei, L., Pang, X., & Gao, K. (2022). Effect of extremely high CO₂ pressure on the formation of the corrosion film on 13Cr stainless steel. *Scientific Reports*, 12, 7856. Recuperado de <https://pmc.ncbi.nlm.nih.gov/articles/PMC9076110/>

- Wei, L., Pang, X., & Gao, K. (2022). Effect of extremely high CO₂ pressure on the formation of the corrosion film on 13Cr stainless steel. *Scientific Reports*, 12, 7856. Recuperado de <https://pmc.ncbi.nlm.nih.gov/articles/PMC9076110/>
- Williams, K. J., Taylor, R. M., & Evans, S. P. (2024). Future challenges and opportunities in CO₂-enhanced oil recovery: A materials science perspective. *Energy & Fuels*, 38(8), 6789-6805.
- Woehl, T. J., Schaller, R. D., Evans, J. E., Browning, N. D., & Herrmann, C. F. (2019). Localized corrosion of low-carbon steel at the nanoscale. *npj Materials Degradation*, 3, 20. <https://doi.org/10.1038/s41529-019-0078-1>
- Xiang, Y., Li, Z., & Xu, C. (2021). Time-dependent interaction effects of temperature and pressure on carbon steel corrosion in CO₂ environments. *Corrosion Science*, 182, 109289.
- Xiang, Y., Wang, Z., Li, C., & Ni, W. (2013). The influence of impurities on the corrosion behavior of supercritical CO₂ transportation pipelines. *Petroleum Science*, 10(2), 263-271. <https://doi.org/10.1007/s12182-013-0274-5>
- Xiang, Y., Wang, Z., Li, Z., & Ni, W. D. (2013). Effect of temperature on corrosion behaviour of X70 steel in high pressure CO₂/SO₂/O₂/H₂O environments. *Corrosion Engineering Science and Technology*, 48(2), 121–129.
- Xiang, Y., Wang, Z., Xu, C., Zhou, C., Li, Z., & Ni, W. (2013). Impact of SO₂ concentration on the corrosion rate of X70 steel and iron in water-saturated supercritical CO₂ mixed with SO₂. *Journal of Supercritical Fluids*, 58(2), 286-294.
- Yang, S., Yu, Z., Chen, M., Xie, L., & Wang, F. (2024). Effect of water vapor content on the corrosion mechanism of HR3C in simulated oxy-coal combustion environment. *Corrosion Science*, 229, 111846. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2024.111846>
- Yáñez, E., et al. (2020). Exploring the potential of carbon capture and storage-enhanced oil recovery as a mitigation strategy in the Colombian oil industry. *International Journal of Greenhouse Gas Control*, 94, 102938.
- Yáñez, E., et al. (2020). Exploring the potential of carbon capture and storage-enhanced oil recovery as a mitigation strategy in the Colombian oil industry. *International Journal of Greenhouse Gas Control*, 94, 102938.
- Young, D. (2015). High Temperature Oxidation and Corrosion of Metals. In
- Zamindar, S., Mandal, S., Murmu, M., & Banerjee, P. (2024). Unveiling the future of steel corrosion inhibition: a revolutionary sustainable odyssey with a special emphasis on N⁺-containing ionic liquids. *Materials Advances*, 5, 4746-4790. <https://doi.org/10.1039/D4MA00156G>

- Zhang, H., Li, X., Wang, Y., Chen, L., Liu, M., & Yang, Q. (2024). Effect of nitrogen on precipitate characteristics and pitting resistance of martensitic stainless steel. *Materials*, 17(15), 3817. <https://doi.org/10.3390/ma17153817>
- Zhang, L., Wang, Y., & Chen, M. (2025). Research progress on major influencing factors of corrosion behavior of pipeline steel in supercritical CO₂ environment. *Materials*, 18(11), 2424. <https://doi.org/10.3390/ma18112424>
- Zhang, L., Wang, Y., & Chen, M. (2025). Research progress on major influencing factors of corrosion behavior of pipeline steel in supercritical CO₂ environment. *Materials*, 18(11), 2424. <https://doi.org/10.3390/ma18112424>
- Zhang, L., Wang, Y., & Chen, M. (2025). Research progress on major influencing factors of corrosion behavior of pipeline steel in supercritical CO₂ environment. *Materials*, 18(11), 2424. <https://doi.org/10.3390/ma18112424>
- Zhang, T., Liu, H., & Wu, S. (2021). Comprehensive analysis of steam injection mechanisms for heavy oil recovery: Recent advances and future prospects. *Petroleum Science*, 18(5), 1358-1372. <https://doi.org/10.1016/j.petsci.2021.08.009>
- Zhang, W., Liu, Y., & Kim, S. (2022). Corrosion challenges in CO₂ enhanced oil recovery: Current understanding and mitigation strategies. *Progress in Materials Science*, 129, 100973.
- Zhang, Y., Pang, X., Qu, S., Li, X., & Gao, K. (2012). Discussion of the CO₂ corrosion mechanism between low partial pressure and supercritical condition. *Corrosion Science*, 59, 186-197.
- Zhao, J., Wang, L., & Chen, M. (2022). Systematic evaluation of impurity effects on carbon steel corrosion in CO₂ injection systems for enhanced oil recovery. *Corrosion Engineering, Science and Technology*, 57(6), 523-538
- Zhao, X., Kim, S., & Park, J. (2023). Characterization and optimization of industrial flue gas composition for enhanced oil recovery applications. *Applied Energy*, 351, 121842. <https://doi.org/10.1016/j.apenergy.2023.121842>
- Zheng, L., Landon, J., & Liu, K. (2021). "Mechanistic study of carbon steel corrosion under CO₂-H₂O environments at elevated temperature and pressure." *Journal of Materials Research and Technology*, 14, 1511-1525
- Zheng, L., Landon, J., & Liu, K. (2021). Temporal evolution of iron carbonate precipitation in CO₂ corrosion systems. *Journal of Materials Research and Technology*, 14, 1511-1525.

- Zheng, L., Liu, K., & Landon, J. (2022). Long-term stability and protective mechanisms of corrosion product layers in CO₂ environments. *Materials and Corrosion*, 73(9), 1456-1470.
- Zheng, Y., Brown, B., & Nesic, S. (2022). "Mechanistic differences between dry and wet CO₂ corrosion of API grade steels." *Corrosion Science*, 193, 1.10032.

APÉNDICES

Apéndice A. Diagramas de equilibrio para el sistema en función de la temperatura.

Figura 152

Diagrama de equilibrio de los productos de corrosión teóricos para una presión de 950 psi (65 bar) en un rango de temperaturas de 520-580 °F (270-300 °C).

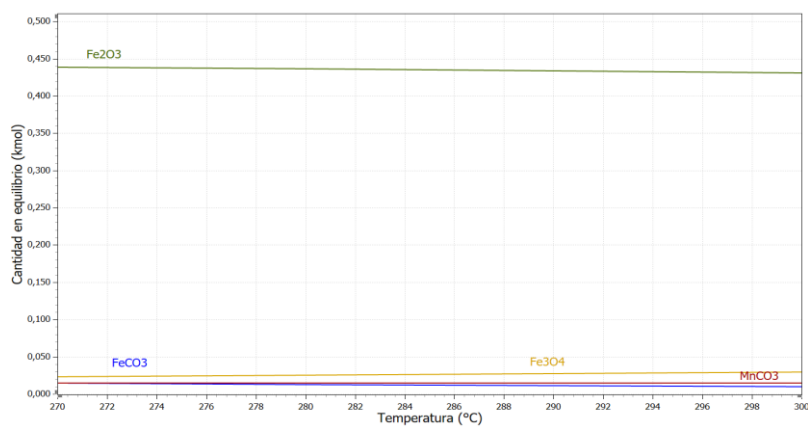
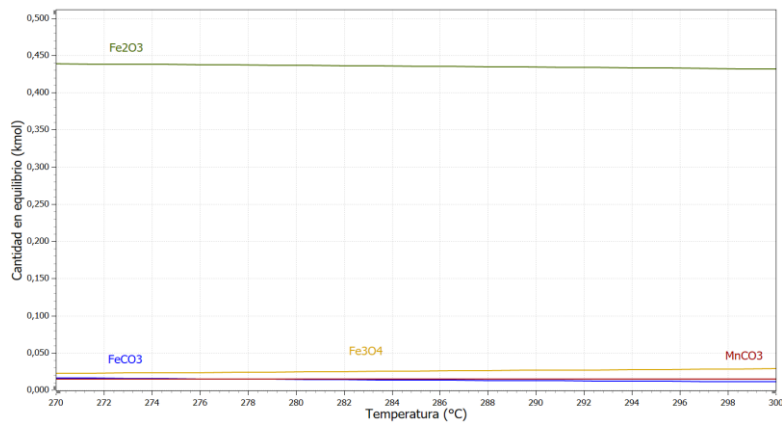


Figura 153

Diagrama de equilibrio de los productos de corrosión teóricos para una presión de 1.100 psi (75 bar) en un rango de temperaturas de 520-580 °F (270-300 °C).



Apéndice B. Diagramas de equilibrio para el sistema en función de la presión.

Figura 154

Diagrama de equilibrio de los productos de corrosión teóricos para una temperatura de 560 °F (290 °C) en un rango de presiones de 800-1.100 psia (55-75 bar).

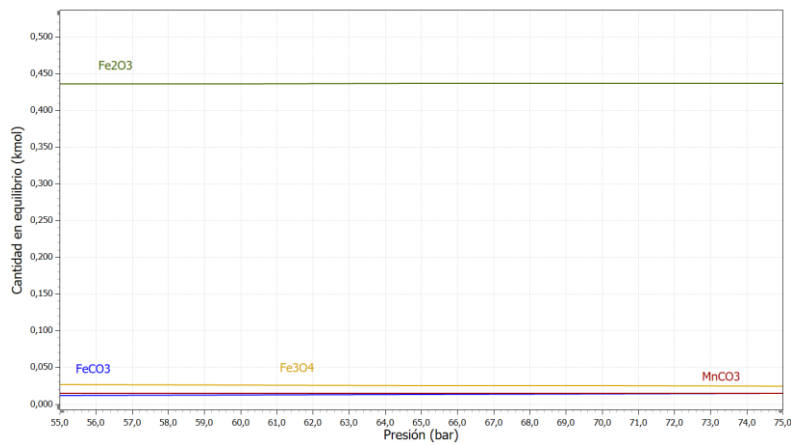
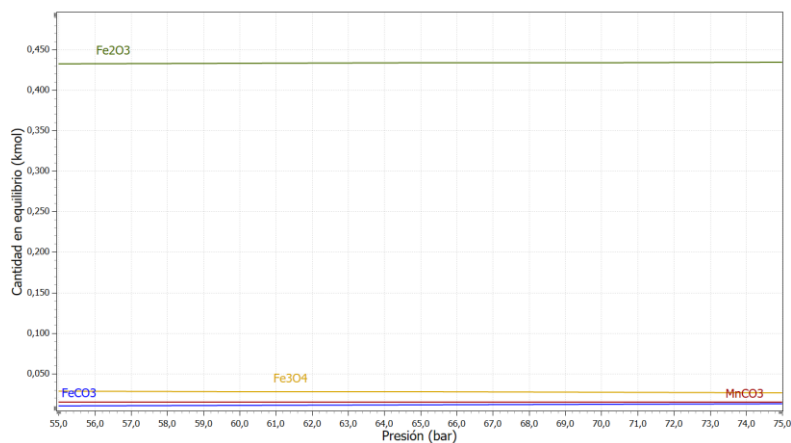


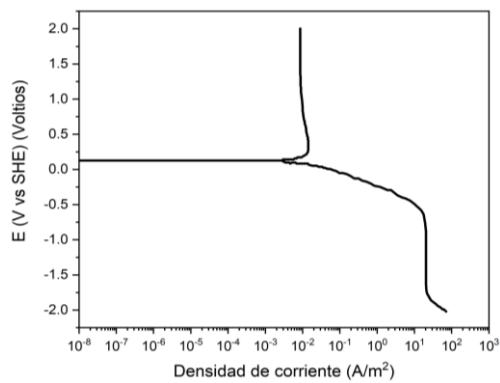
Figura 155

Diagrama de equilibrio de los productos de corrosión teóricos para una temperatura de 540 °F (280 °C) en un rango de presiones de 800-1.100 psi (55-75 bar).



Apéndice C. Curvas de polarización potenciodinámica a las condiciones de trabajo**Figura 156**

Curva de polarización potenciodinámica sobre las condiciones de 473°F(245°C) y 950 psi (65bar).

**Figura 157**

Curva de polarización potenciodinámica sobre las condiciones de 487°F(253°C) y 1.100 psi (75 bar).

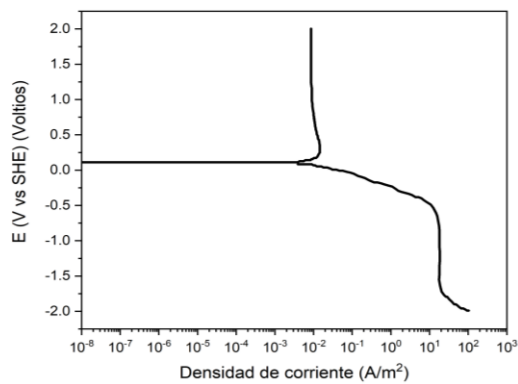
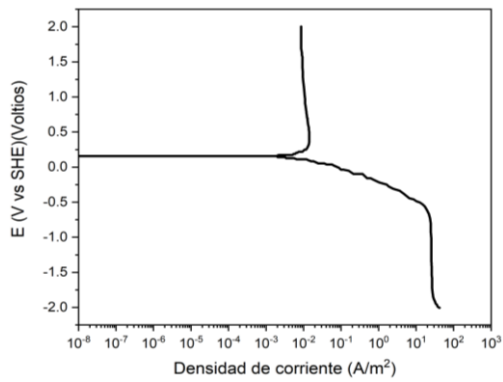


Figura 158

Curva de polarización potenciodinámica sobre las condiciones de 520°F (270°C) y 1530 psi (105 bar).

**Figura 159**

Curva de polarización potenciodinámica sobre las condiciones de 540°F (280°C) y 1865 psi (128 bar).

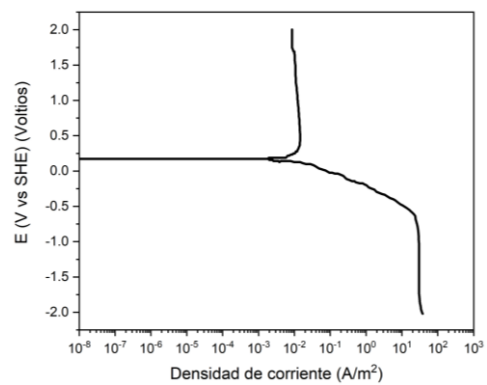
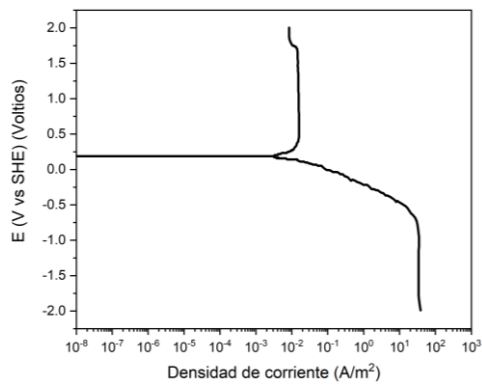


Figura 160

Curva de polarización potenciodinámica sobre las condiciones de 560°F (290°C) y 2265 psi (156 bar).



Apéndice D. Espectros de alta resolución acero al carbono API N-80 antes de ser expuesto a los ambientes.

Figura 161

Espectro de alta resolución C1s acero al carbono API N-80 antes de ser expuesto a los ambientes.

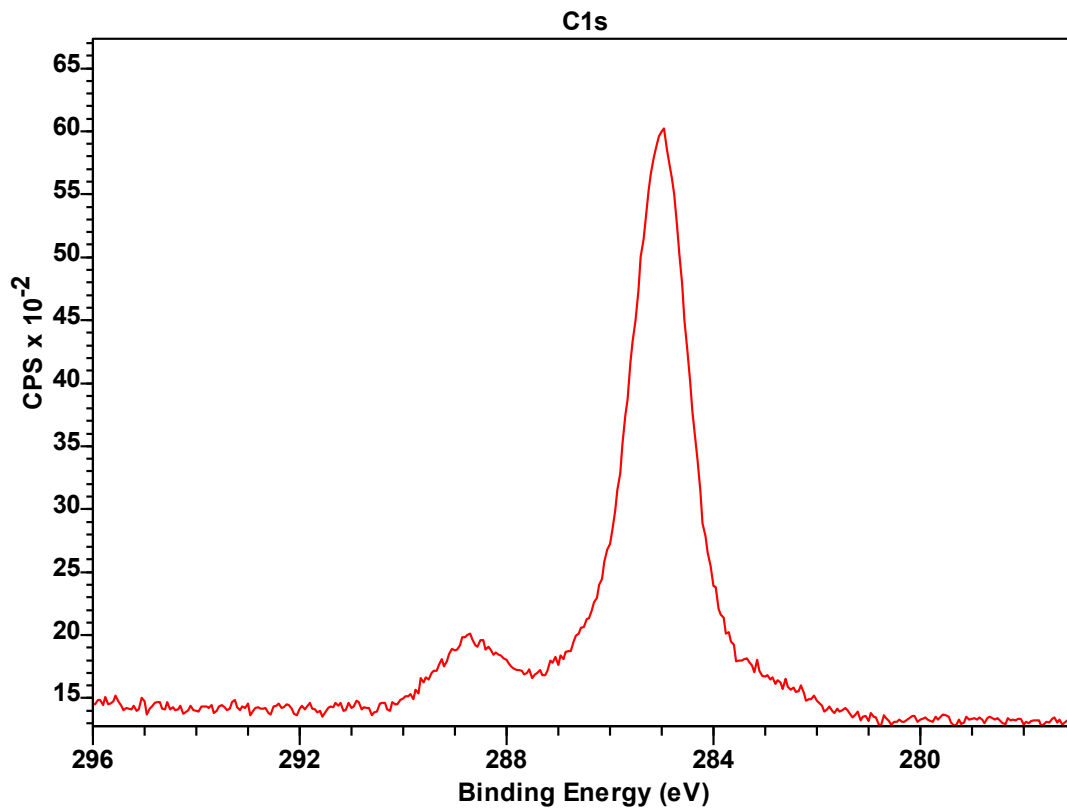


Figura 162

Espectro de alta resolución O1s acero al carbono API N-80 antes de ser expuesto a los ambientes

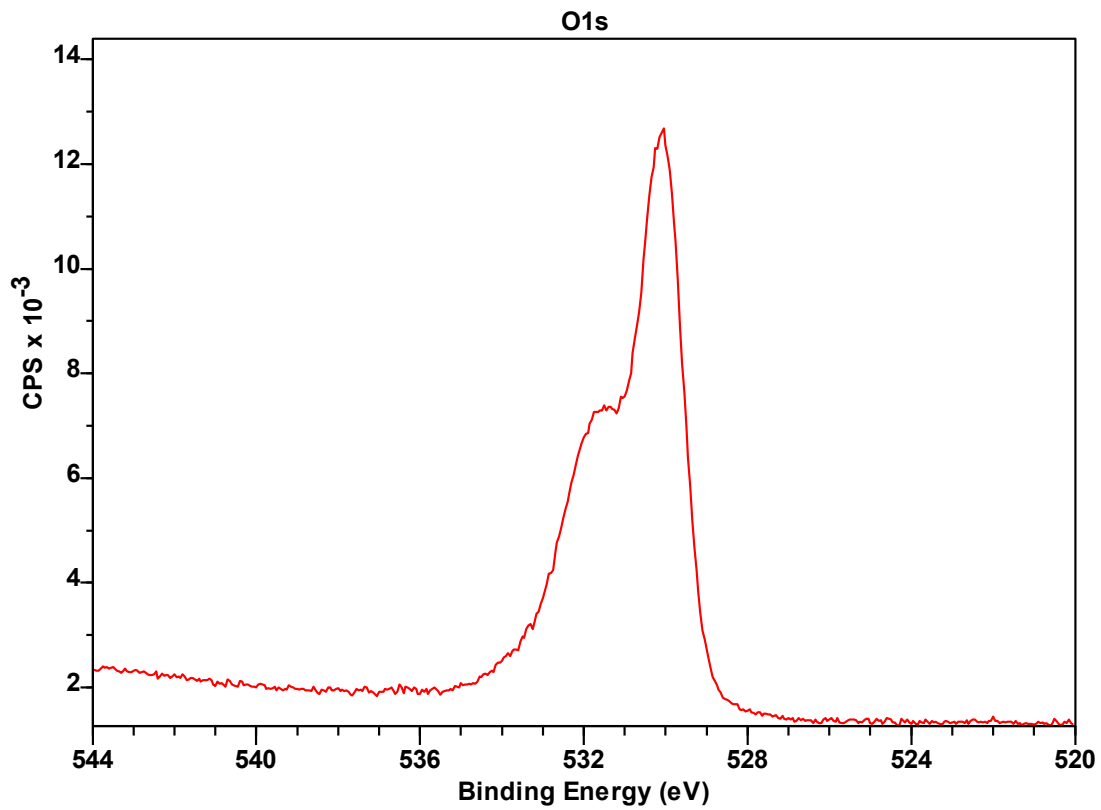
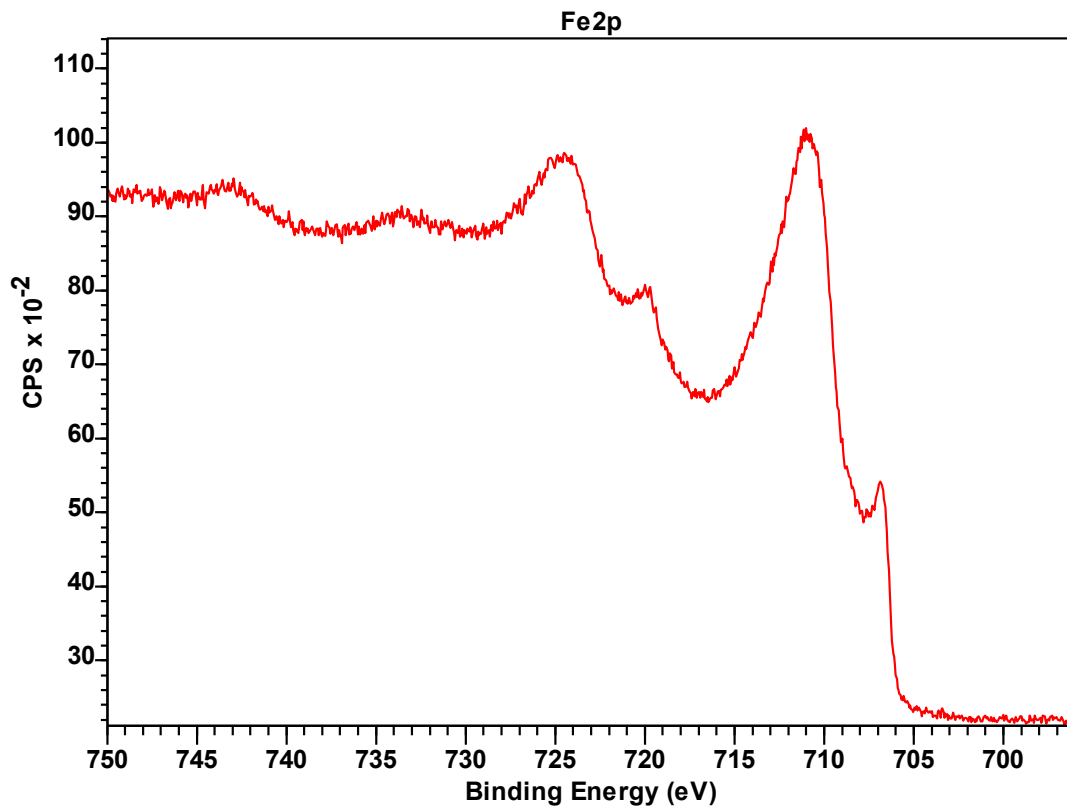


Figura 163

Espectro de alta resolución Fe2p acero al carbono API N-80 antes de ser expuesto a los ambientes.



Apéndice E. Espectros de alta resolución acero al carbono API P-110 antes de ser expuesto a los ambientes.

Figura 164

Espectro de alta resolución C1s acero al carbono API P-110 antes de ser expuesto a los ambientes.

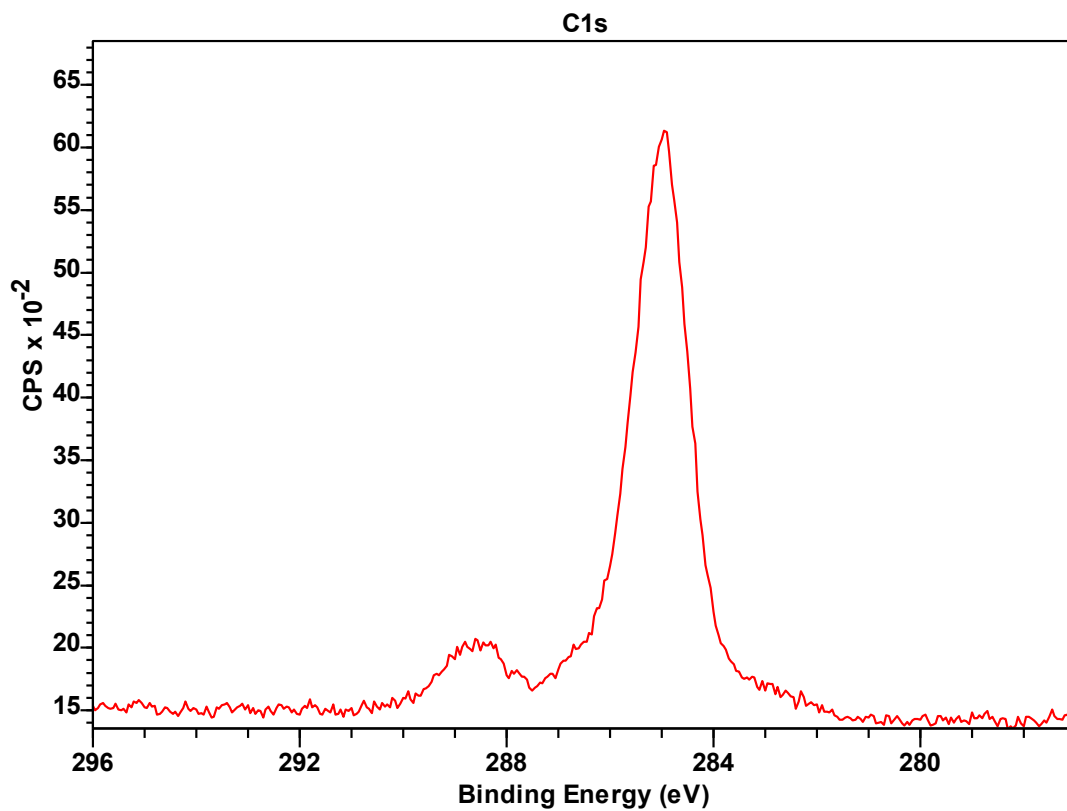


Figura 165

Espectro de alta resolución O1s acero al carbono API P-110 antes de ser expuesto a los ambientes.

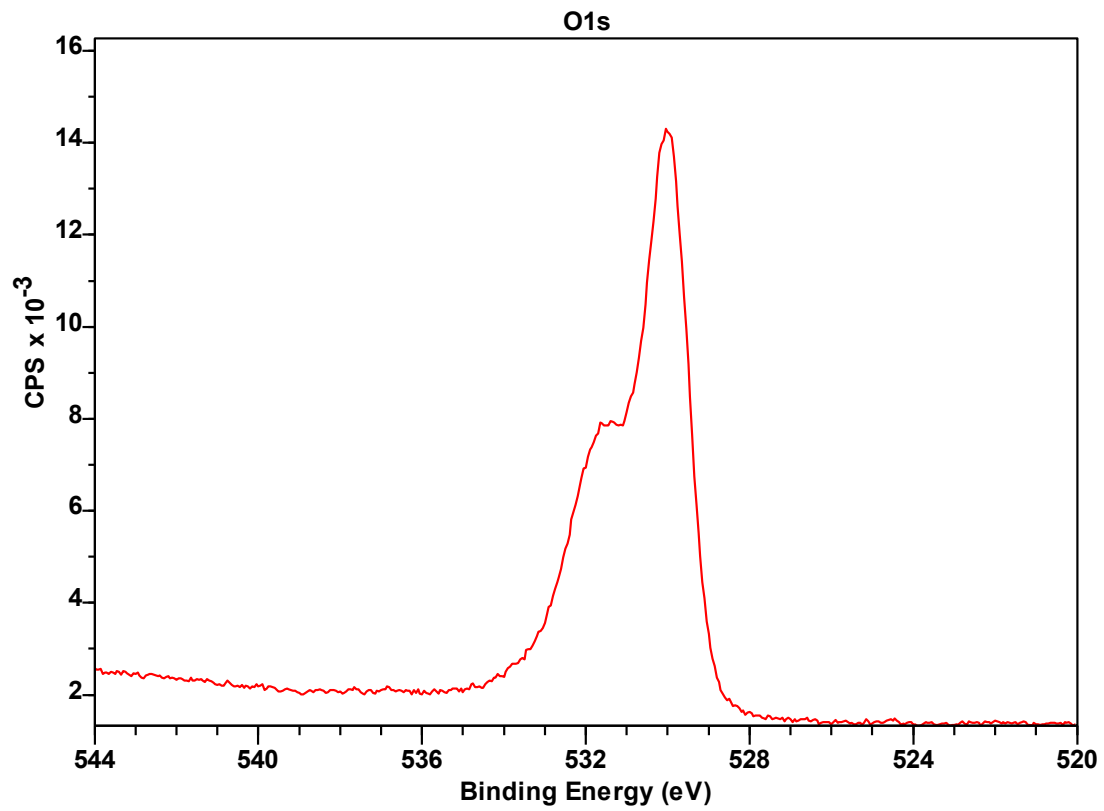


Figura 166

Espectro de alta resolución Fe2p acero al carbono API P-110 antes de ser expuesto a los ambientes.

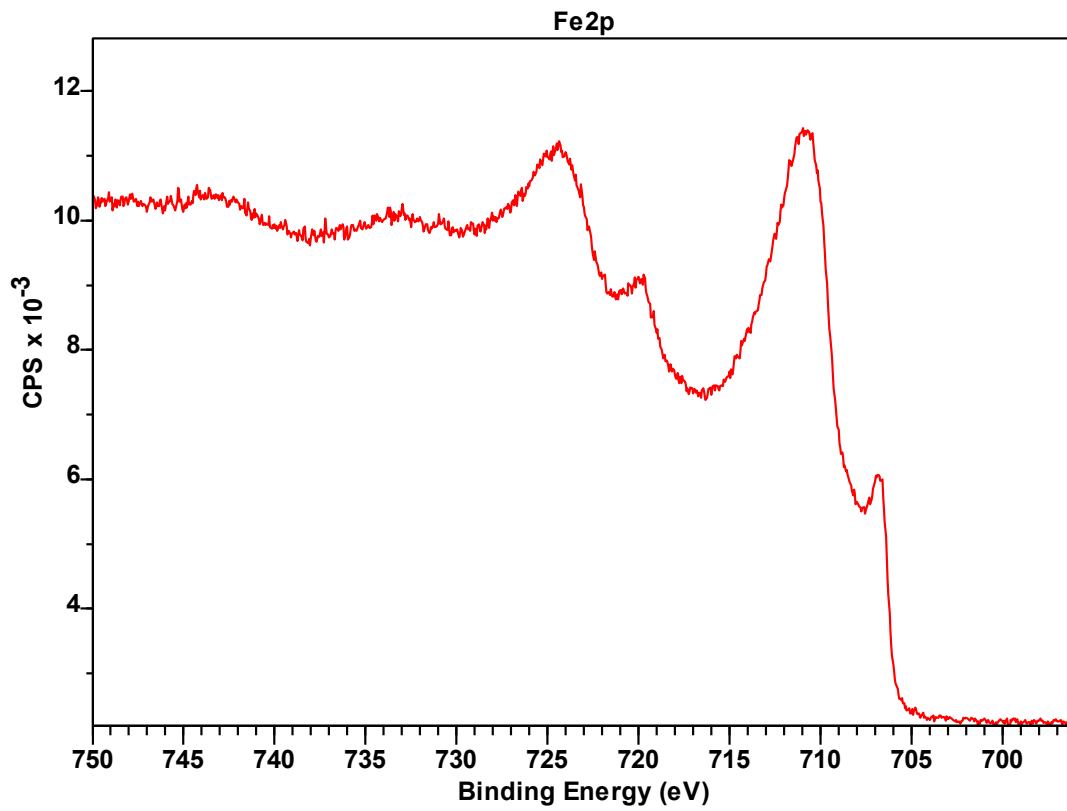


Figura 167

Espectro de alta resolución Mn2p acero al carbono API P-110 antes de ser expuesto a los ambientes.

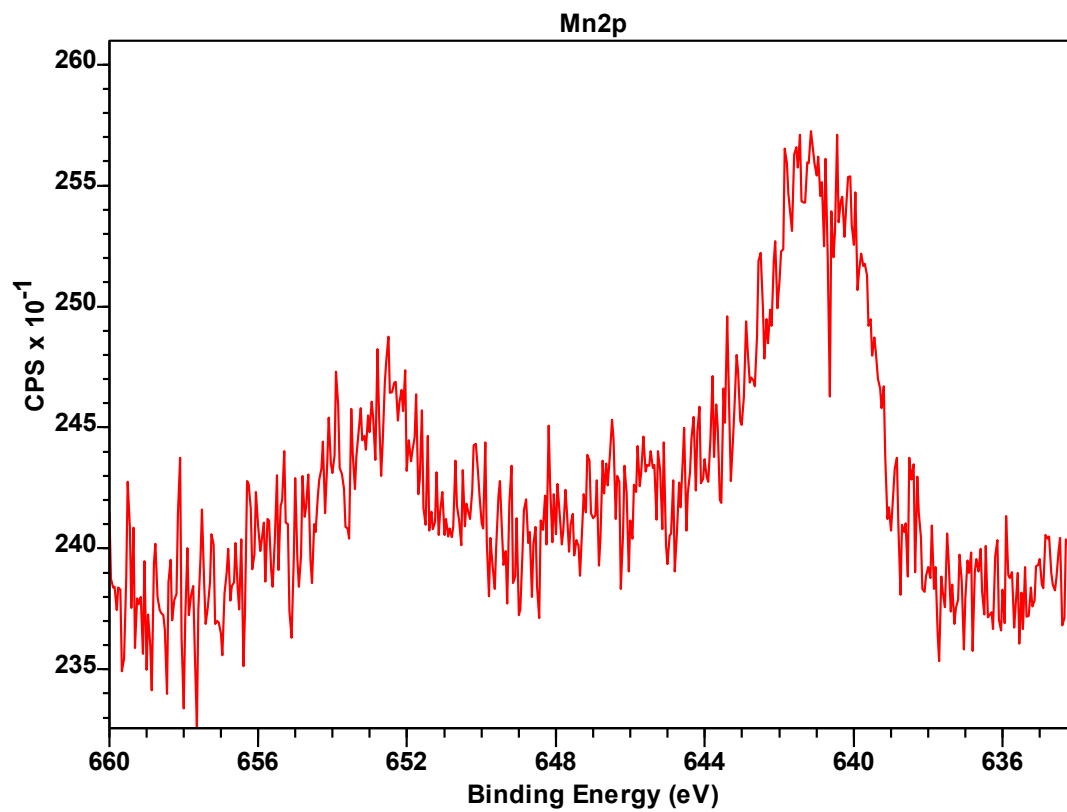
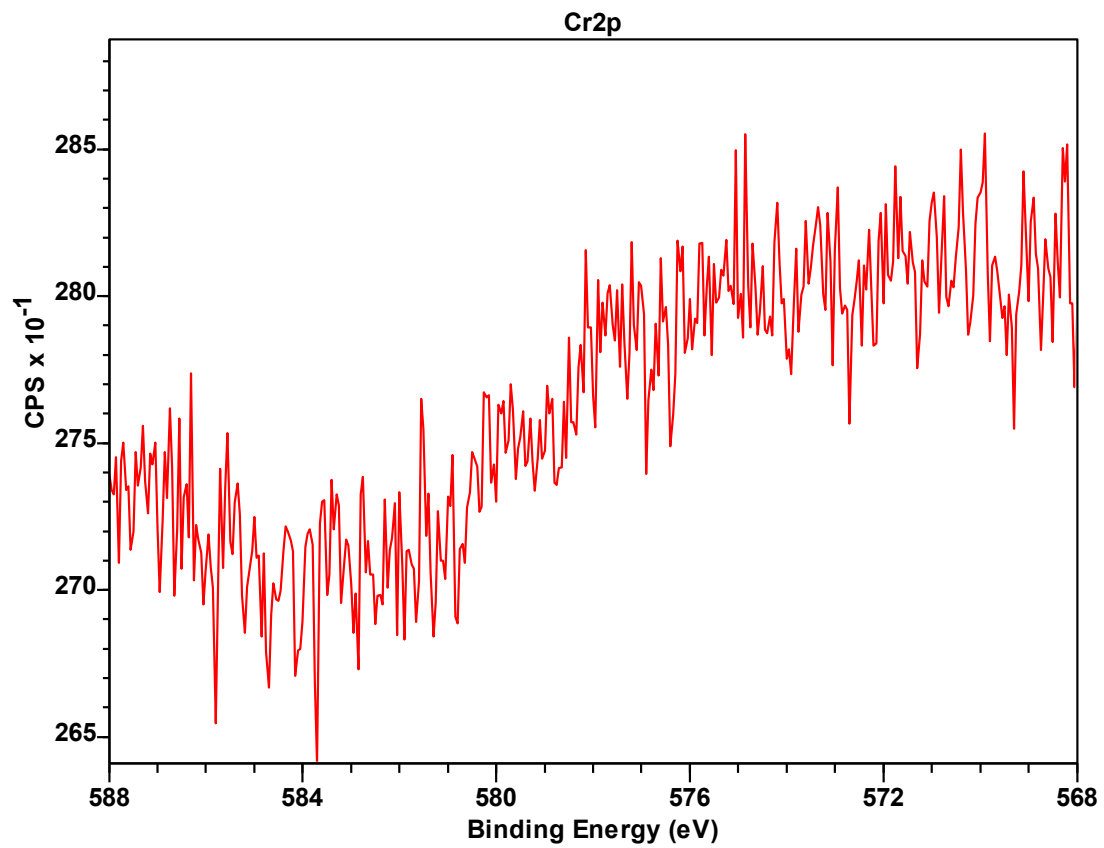


Figura 168

Espectro de alta resolución Cr2p acero al carbono API P-110 antes de ser expuesto a los ambientes.



Apéndice F. Perfiles de dureza**Tabla 11.***Valores de dureza Ambiente CO₂ - API N-80.*

| Tiempo (h) | Temperatura (°F) | Presión (psi) | Dureza promedio (HRA) | Pérdida (%) |
|-------------------|-------------------------|----------------------|------------------------------|--------------------|
| 0 | - | - | 69,7 | |
| 1 | 520 | 800 | 69,2 | 0,7% |
| 20 | 520 | 800 | 68,3 | 2,0% |
| 50 | 520 | 800 | 67,2 | 3,6% |
| 120 | 520 | 800 | 65,5 | 6,0% |
| 200 | 520 | 800 | 63,8 | 8,5% |
| 1 | 540 | 950 | 69,0 | 1,0% |
| 20 | 540 | 950 | 67,8 | 2,7% |
| 50 | 540 | 950 | 66,3 | 4,9% |
| 120 | 540 | 950 | 64,2 | 7,9% |
| 200 | 540 | 950 | 62,3 | 10,6% |
| 1 | 560 | 1.100 | 68,9 | 1,1% |
| 20 | 560 | 1.100 | 67,5 | 3,2% |
| 50 | 560 | 1.100 | 65,8 | 5,6% |
| 120 | 560 | 1.100 | 63,2 | 9,3% |
| 200 | 560 | 1.100 | 61,2 | 12,2% |

Tabla 12*Valores de dureza Ambiente CO₂ - API P-110.*

| Tiempo (h) | Temperatura (°F) | Presión (psi) | Dureza promedio (HRA) | Pérdida (%) |
|-------------------|-------------------------|----------------------|------------------------------|--------------------|
| 0 | - | - | 74,5 | |
| 1 | 520 | 800 | 73,9 | 0,8% |
| 20 | 520 | 800 | 72,9 | 2,1% |
| 50 | 520 | 800 | 71,7 | 3,8% |

| | | | | |
|-----|-----|-------|------|-------|
| 120 | 520 | 800 | 69,7 | 6,4% |
| 200 | 520 | 800 | 67,8 | 9,0% |
| 1 | 540 | 950 | 73,7 | 1,1% |
| 20 | 540 | 950 | 72,4 | 2,8% |
| 50 | 540 | 950 | 70,8 | 5,0% |
| 120 | 540 | 950 | 68,4 | 8,2% |
| 200 | 540 | 950 | 66,3 | 11,0% |
| 1 | 560 | 1.100 | 73,6 | 1,2% |
| 20 | 560 | 1.100 | 72,1 | 3,2% |
| 50 | 560 | 1.100 | 70,2 | 5,8% |
| 120 | 560 | 1.100 | 67,5 | 9,4% |
| 200 | 560 | 1.100 | 65,3 | 12,4% |

Tabla 13

Valores de dureza Ambiente CO₂ +H₂O - API N-80

| Tiempo (h) | Temperatura (°F) | Presión (psi) | Dureza promedio (HRA) | Pérdida (%) |
|------------|------------------|---------------|-----------------------|-------------|
| 0 | - | - | 69,7 | |
| 1 | 520 | 800 | 68,9 | 1,1% |
| 20 | 520 | 800 | 67,6 | 3,0% |
| 50 | 520 | 800 | 65,8 | 5,6% |
| 120 | 520 | 800 | 63,5 | 8,9% |
| 200 | 520 | 800 | 61,5 | 11,8% |
| 1 | 540 | 950 | 68,7 | 1,4% |
| 20 | 540 | 950 | 67,1 | 3,7% |
| 50 | 540 | 950 | 64,9 | 6,9% |
| 120 | 540 | 950 | 62,5 | 10,3% |
| 200 | 540 | 950 | 60,6 | 13,1% |
| 1 | 560 | 1.100 | 68,5 | 1,7% |
| 20 | 560 | 1.100 | 66,8 | 4,2% |
| 50 | 560 | 1.100 | 64,5 | 7,5% |
| 120 | 560 | 1.100 | 62,1 | 10,9% |
| 200 | 560 | 1.100 | 60,0 | 13,9% |

Tabla 14*Valores de dureza Ambiente $CO_2 + H_2O$ - API P-110*

| Tiempo (h) | Temperatura (°F) | Presión (psi) | Dureza promedio (HRA) | Pérdida (%) |
|------------|------------------|---------------|-----------------------|-------------|
| 0 | - | - | 74,5 | |
| 1 | 520 | 800 | 73,6 | 1,2% |
| 20 | 520 | 800 | 72,2 | 3,1% |
| 50 | 520 | 800 | 70,3 | 5,6% |
| 120 | 520 | 800 | 67,8 | 9,0% |
| 200 | 520 | 800 | 65,5 | 12,1% |
| 1 | 540 | 950 | 73,4 | 1,5% |
| 20 | 540 | 950 | 71,6 | 3,9% |
| 50 | 540 | 950 | 69,2 | 7,1% |
| 120 | 540 | 950 | 66,2 | 11,1% |
| 200 | 540 | 950 | 63,6 | 14,6% |
| 1 | 560 | 1.100 | 73,2 | 1,7% |
| 20 | 560 | 1.100 | 71,2 | 4,4% |
| 50 | 560 | 1.100 | 68,5 | 8,1% |
| 120 | 560 | 1.100 | 65,3 | 12,3% |
| 200 | 560 | 1.100 | 62,1 | 16,7% |

Tabla 15*Valores de dureza Ambiente $CO_2 + H_2O + N_2$ API N-80*

| Tiempo (h) | Temperatura (°F) | Presión (psi) | Dureza promedio (HRA) | Pérdida (%) |
|------------|------------------|---------------|-----------------------|-------------|
| 0 | - | - | 69,7 | |
| 1 | 520 | 800 | 69,5 | 0,3% |
| 20 | 520 | 800 | 69,2 | 0,7% |
| 50 | 520 | 800 | 68,9 | 1,1% |
| 120 | 520 | 800 | 68,5 | 1,7% |
| 200 | 520 | 800 | 68,1 | 2,3% |

| | | | | |
|-----|-----|-------|------|------|
| 1 | 540 | 950 | 69,4 | 0,4% |
| 20 | 540 | 950 | 69,0 | 1,0% |
| 50 | 540 | 950 | 68,6 | 1,6% |
| 120 | 540 | 950 | 68,0 | 2,4% |
| 200 | 540 | 950 | 67,4 | 3,3% |
| 1 | 560 | 1.100 | 69,3 | 0,6% |
| 20 | 560 | 1.100 | 68,8 | 1,3% |
| 50 | 560 | 1.100 | 68,2 | 2,2% |
| 120 | 560 | 1.100 | 67,4 | 3,3% |
| 200 | 560 | 1.100 | 66,5 | 4,6% |

Tabla 16

Valores de dureza Ambiente CO₂ +H₂O +N₂ API P-110.

| Tiempo (h) | Temperatura (°F) | Presión (psi) | Dureza promedio (HRA) | Pérdida (%) |
|------------|------------------|---------------|-----------------------|-------------|
| 0 | - | - | 74,5 | |
| 1 | 520 | 800 | 74,3 | 0,3% |
| 20 | 520 | 800 | 74,0 | 0,7% |
| 50 | 520 | 800 | 73,7 | 1,1% |
| 120 | 520 | 800 | 73,3 | 1,6% |
| 200 | 520 | 800 | 72,9 | 2,1% |
| 1 | 540 | 950 | 74,2 | 0,4% |
| 20 | 540 | 950 | 73,9 | 0,8% |
| 50 | 540 | 950 | 73,5 | 1,3% |
| 120 | 540 | 950 | 73,0 | 2,0% |
| 200 | 540 | 950 | 72,5 | 2,7% |
| 1 | 560 | 1.100 | 74,2 | 0,4% |
| 20 | 560 | 1.100 | 73,8 | 0,9% |
| 50 | 560 | 1.100 | 73,3 | 1,6% |
| 120 | 560 | 1.100 | 72,6 | 2,6% |
| 200 | 560 | 1.100 | 71,7 | 3,7% |

Tabla 17

Valores de dureza Ambiente CO₂ + H₂O + N₂ + O₂ API N-80.

| Tiempo (h) | Temperatura (°F) | Presión (psi) | Dureza promedio (HRA) | Pérdida (%) |
|------------|------------------|---------------|-----------------------|-------------|
| 0 | - | - | 69,7 | |
| 1 | 520 | 800 | 68,7 | 1,4% |
| 20 | 520 | 800 | 67,2 | 3,6% |
| 50 | 520 | 800 | 65,3 | 6,3% |
| 120 | 520 | 800 | 63,0 | 9,6% |
| 200 | 520 | 800 | 60,8 | 12,8% |
| 1 | 540 | 950 | 68,4 | 1,9% |
| 20 | 540 | 950 | 66,7 | 4,3% |
| 50 | 540 | 950 | 64,4 | 7,6% |
| 120 | 540 | 950 | 61,9 | 11,2% |
| 200 | 540 | 950 | 59,6 | 14,5% |
| 1 | 560 | 1.100 | 68,2 | 2,2% |
| 20 | 560 | 1.100 | 66,3 | 4,9% |
| 50 | 560 | 1.100 | 63,8 | 8,5% |
| 120 | 560 | 1.100 | 61,2 | 12,2% |
| 200 | 560 | 1.100 | 58,8 | 15,6% |

Tabla 18

Valores de dureza Ambiente CO₂ + H₂O + N₂ + O₂ API P-110.

| Tiempo (h) | Temperatura (°F) | Presión (psi) | Dureza promedio (HRA) | Pérdida (%) |
|------------|------------------|---------------|-----------------------|-------------|
| 0 | - | - | 74,5 | |
| 1 | 520 | 800 | 73,4 | 1,5% |
| 20 | 520 | 800 | 71,8 | 3,6% |
| 50 | 520 | 800 | 69,7 | 6,4% |
| 120 | 520 | 800 | 67,2 | 9,8% |
| 200 | 520 | 800 | 64,8 | 13,0% |
| 1 | 540 | 950 | 73,1 | 1,9% |
| 20 | 540 | 950 | 71,2 | 4,4% |

| | | | | |
|-----|-----|-------|------|-------|
| 50 | 540 | 950 | 68,5 | 8,1% |
| 120 | 540 | 950 | 65,6 | 11,9% |
| 200 | 540 | 950 | 62,8 | 15,7% |
| 1 | 560 | 1.100 | 72,8 | 2,3% |
| 20 | 560 | 1.100 | 70,5 | 5,4% |
| 50 | 560 | 1.100 | 67,5 | 9,4% |
| 120 | 560 | 1.100 | 64,2 | 13,8% |
| 200 | 560 | 1.100 | 60,5 | 18,8% |
