



UNIVERSIDAD DE CARABOBO
FACULTAD DE INGENIERÍA
DIRECCIÓN DE POSTGRADO



EVALUACIÓN DE LA SUSCEPTIBILIDAD AL
AGRIETAMIENTO POR EXPOSICIÓN A ÁCIDO
SULFÚRICO EN ACEROS INOXIDABLES 316L Y
DÚPLEX SAF 2205 POR MEDIO DE ENSAYOS
DESTRUCTIVOS Y MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE
BARRIDO

Autor:

Oswaldo Andrés López Noguera, *Ing.*

Naguanagua, 14 de Julio de 2015



UNIVERSIDAD DE CARABOBO
FACULTAD DE INGENIERÍA
DIRECCIÓN DE POSTGRADO



EVALUACIÓN DE LA SUSCEPTIBILIDAD AL
AGRIETAMIENTO POR EXPOSICIÓN A ÁCIDO
SULFÚRICO EN ACEROS INOXIDABLES 316L Y
DÚPLEX POR MEDIO DE ENSAYOS DESTRUCTIVOS
Y MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO

*Trabajo especial de grado presentado ante la Ilustre Universidad de
Carabobo para optar al título de Magister en Ingeniería Mecánica*

Tutor académico:

Prof. Seminario II

Laura Sáenz. *Ing. Dra.*

David Ojeda, *Ing. Dr.*

Naguanagua, 14 de Julio de 2015



UNIVERSIDAD DE CARABOBO
FACULTAD DE INGENIERÍA
DIRECCIÓN DE POSTGRADO



AVAL DEL TUTOR

Quien suscribe **Prof. Laura Sáenz**, titular de la cédula de identidad N° **V-4.357.366**, adscrito a la Facultad de Ingeniería de la Universidad de Carabobo, e integrante de la Línea de Investigación **COMPORTAMIENTO MECÁNICO DE MATERIALES**, certifica que acepta la tutoría del Trabajo de Maestría titulado **“EVALUACIÓN DE LA SUSCEPTIBILIDAD AL AGRIETAMIENTO POR EXPOSICIÓN A ÁCIDO SULFÚRICO EN ACEROS INOXIDABLES 316L Y DÚPLEX SAF 2205 POR MEDIO DE ENSAYOS DESTRUCTIVOS Y MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO”** a ser desarrollado por la ciudadana: **OSWALDO ANDRÉS LÓPEZ NOGUERA**, titular de la cédula de identidad N° **V-17.593158**, para optar al título de **MAGÍSTER EN INGENIERÍA MECÁNICA**.

Por otro lado, una vez leído el mencionado trabajo de Investigación, recomienda su aprobación ante la Comisión de Postgrado de Ingeniería Mecánica.

Sin otro particular a qué hacer referencia, se despide

Prof. Laura Sáenz, *Ing., Dra.*

C.I. V-4.357.366

Agradecimientos

Quiero expresar, sin tomar en consideración un orden específico, mi más sincero agradecimiento a mi tutor, la Profesora Laura Sáenz, por sus consejos, guía y sugerencias oportunas durante el desarrollo de este trabajo de investigación la cual en todo momento, durante el desarrollo de esta investigación, estuvo atenta y prestó toda su colaboración, orientación, guía y dirección académica para la realización de esta investigación “Evaluación de la susceptibilidad al agrietamiento por exposición a ácido sulfúrico en aceros inoxidables 316L y dúplex SAF 2205 por medio de ensayos destructivos y microscopía electrónica de barrido”.

Resumen

Autor: Ing. Oswaldo López

Tutor: Dra. Laura Sáenz

La investigación planteó el análisis comparativo de propiedades mecánicas de dos aceros inoxidable el austenítico 316L y el Dúplex SAF 2205, con la finalidad de determinar la resistencia a la corrosión en contacto con ácido sulfúrico a las concentraciones de 10%, 20% y 30%, con temperaturas de 25°C y 40°C, surge la interrogante ya que en Fundición del Centro C.A. en la planta de trituración de baterías los componentes interactuaran con ácido sulfúrico al 10% lo que está generando corrosión a los componentes que están fabricados en acero inoxidable 316L y se estudió la factibilidad de ser sustituido por acero Dúplex SAF 2205. Se realizaron ensayos de tracción, impacto, dureza Rockwell, micro-dureza Vickers, además se calculó la velocidad de corrosión y se evaluó el deterioro microestructural por microscopía óptica y electrónica de barrido con EDX. Se determinó la reducción de la resistencia mecánica en un rango de 30% y 47.5% para el acero inoxidable 316L y de un 2% y 11% para el acero inoxidable dúplex SAF 2205 para la condición de mínima y máxima degradación por el ácido las cuales fueron del 10% de H_2SO_4 a 25°C y 30% de H_2SO_4 a 40°C respectivamente, con una pérdida de peso para las mismas condiciones entre 0% y 18% para el acero inoxidable 316L y de 0% y 4.3% para el acero inoxidable dúplex SAF 2205. El ácido sulfúrico generó un ablandamiento reflejado por el aumento de la ductilidad entre un 5% y 15% para el acero inoxidable 316L y de un 15% y 28% para el acero inoxidable dúplex SAF 2205 para la condición de mínima y máxima degradación por el ácido las cuales fueron del 10% de H_2SO_4 a 25°C y 30% de H_2SO_4 a 40°C respectivamente. Los resultados del ensayo Charpy en V indicaron que el H_2SO_4 no generó variación en la energía absorbida por Impacto para ambos aceros ya que la variación de la misma fue inferior al 5%. Se demostró que no existe cambio microestructural por efecto de la exposición al ácido sulfúrico. Por MEB se observó que el proceso de sensibilización generó la precipitación de carburos en los límites de grano, por EDX se identificaron segregaciones en la fase Ferrítica del Dúplex SAF 2205. El análisis fractográfico de las superficies de fractura de tracción y Charpy evaluado por MEB arrojó un mecanismo de fractura por coalescencia de cavidades evidenciado por una fractura completamente dúctil.

Palabras Clave: Ácido Sulfúrico, Dúplex SAF 2205, Acero 316L.

ÍNDICE GENERAL

AGRADECIMIENTOS	IV
ÍNDICE GENERAL	VI
ÍNDICE DE FIGURAS	XI
INDICE DE TABLAS	XXIII
ÍNDICE DE ECUACIONES	XXV
CAPÍTULO 1	1
EL PROBLEMA	1
1.1 PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA.....	2
1.2 OBJETIVOS	3
1.2.1. <i>Objetivo general</i>	3
1.2.2 <i>Objetivos específicos</i>	3
1.3 LIMITACIONES	4
1.4 ALCANCE	4
1.5 JUSTIFICACIÓN	5
CAPÍTULO 2	7
MARCO TEÓRICO	7
2.1 ACEROS INOXIDABLES DÚPLEX.....	7
2.2 PROPIEDADES MECÁNICAS DE LOS ACEROS DÚPLEX	9
2.2.1 <i>Resistencia a la Tracción</i>	9
2.2.2 <i>Tenacidad</i>	11
2.2.3 <i>Tenacidad de Impacto</i>	11
2.2.4 <i>Tenacidad de Fractura</i>	11
2.2.5: <i>Correlación entre la tenacidad a la fractura K_{IC} y la energía de impacto CVN</i>	13

2.3	ACEROS INOXIDABLES 316L.....	14
2.4	CORROSIÓN Y TIPOS.....	16
2.4.1	<i>Corrosión intergranular</i>	16
2.4.2	<i>Corrosión galvánica</i>	16
2.4.3	<i>Corrosión por contacto</i>	17
2.4.4	<i>Corrosión por picadura</i>	18
2.4.5	<i>Corrosión por fatiga</i>	19
2.5	ENSAYOS MECÁNICOS, DUREZA VICKERS:	19
2.5.2	<i>Ensayo de Tracción</i>	21
2.5.3	<i>Ensayo de Impacto Charpy:</i>	26
2.6	TÉCNICAS METALGRÁFICAS- PREPARACIÓN DE LAS MUESTRAS.	28
2.6.1	<i>Selección y extracción:</i>	28
2.6.2	<i>Preparación Mecánica:</i>	29
2.6.3	<i>Esmerilado grueso:</i>	29
2.6.4	<i>Esmerilado fino:</i>	30
2.6.5	<i>Pulido electrolítico</i>	30
2.6.6	<i>Ataque químico:</i>	31
2.7	ANTECEDENTES	32
	CAPÍTULO3.....	42
	METODOLOGÍA.....	42
	3.1 METODOLOGÍA PROPUESTA.....	42
3.1.1	TIPO DE INVESTIGACIÓN	42
3.1.2	MÉTODO DE INVESTIGACIÓN.	43
3.1.3	PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.....	43
3.1.4	FASE DE MONTAJE DE LOS CASOS CON EL H ₂ SO ₄	48
3.1.5	FASE DE ENSAYOS MECÁNICOS Y CONCLUSIONES.....	53
	CAPÍTULO 4.....	60
	RESULTADOS	60

VIII Susceptibilidad al agrietamiento por exposición a H₂SO₄ en aceros inoxidables

4.1 FASE I: SELECCIÓN DE MATERIAL PARA FABRICACIÓN DE MUESTRAS.....	60
4.2. FASE II: COMPROBACIÓN DE QUÍMICA DE ACEROS POR PMI.....	62
4.3: FASE III: DETERMINACIÓN DE SENTIDO DE LAMINACIÓN.....	66
4.4: FASE IV: FABRICACIÓN DE PROBETAS.....	69
4.5: FASE V: TRATAMIENTO TÉRMICO DE SENSIBILIZACIÓN.....	71
4.6: FASE VI: TOMA DE PESO INICIAL, FINAL Y PÉRDIDA TOTAL DE MASA.....	73
4.7: FASE VII: CÁLCULO DE VELOCIDAD DE CORROSIÓN.....	78
4.8: FASE VIII: EXPOSICIÓN DE MUESTRAS AL H ₂ SO ₄	83
4.9: FASE IX: ENSAYO DE TRACCIÓN PLANA – RESISTENCIA MECÁNICA.....	88
4.9.1: <i>Curvas de Fluencia: Esfuerzo Vs. Deformación para 316L:</i>	88
4.9.2: <i>Curvas de fluencia: esfuerzo vs. deformación para el acero inoxidable dúplex SAF 2205:</i>	89
4.10: FASE X: ENSAYO DE TRACCIÓN PLANA - DUCTILIDAD.....	94
4.11: FASE XI: ENSAYO DE IMPACTO CHARPY EN V.....	98
4.12: FASE XII: ANÁLISIS DE MICROESTRUCTURA CON MICROSCOPIA ÓPTICA Y MEB:.....	104
4.12.1: <i>Análisis de Microestructura con Microscopía Óptica y MEB del Acero Inoxidable 316L:</i>	104
4.12.2: <i>Análisis de microestructura con microscopía óptica y MEB del acero inoxidable dúplex SAF 2205:</i>	119
4.13: FASE XIII: ANÁLISIS DE MACRO-DUREZA CON DUREZA ROCKWELL B:.....	132
4.14: FASE XIV: ANÁLISIS DE MICRO -DUREZA VICKERS:.....	134
4.15: FASE XV: ANÁLISIS FRACTOGRÁFICO:.....	137
4.15.1: <i>Análisis Fractográfico para probetas de Impacto de acero Inoxidable 316L:</i>	137
4.15.2: <i>Análisis Fractográfico para probetas de Impacto de acero Inoxidable Dúplex SAF 2205:</i>	139

4.15.3: <i>Análisis Fractográfico para el acero inoxidable 316L probetas de Tracción:</i>	140
4.15.4: <i>Análisis Fractográfico para el acero inoxidable dúplex SAF 2205:</i>	148
CAPÍTULO 5	156
CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES	156
5.1: CONCLUSIONES:.....	156
5.2: RECOMENDACIONES:	160

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1: Metalografía acero inoxidable dúplex SAF-2205.(Fuente: Chávez y González [1]).....	8
Figura N° 2.2: Química del acero inoxidable dúplex SAF 2205 según Fabricante Sandvik. (Fuente: Sandvik)	9
Figura 2.3: Valores característicos de % de elongación y de alargamiento del acero dúplex saf 2205. (Fuente: Chávez y González [1]).....	10
Figura N° 2.4: Química del acero inoxidable 316L según fabricante sandvik. (Fuente: Sandvik)	16
Figura N° 2.5: Vista microscópica de una sección transversal pulida de un material atacado por corrosión intergranular.(Fuente:Handbook Vol. 13 [5]).	17
Figura N° 2.6: Esquema de penetración del indentador para dureza. (Fuente: Kirnosov [8]).	20
Figura N° 2.7: Probeta cilíndrica:a: sección reducida b: tramo de calibración r: radio del filete o biselprobeta rectangular: ao: ancho de la probeta bo: espesor de la probeta. (Fuente: Shakeford [10]).....	21
Figura N° 2.8: Diagrama esfuerzo-deformación de materiales dúctiles en tensión. (Fuente: Shakeford [10]).....	23
Figura N° 2.9: Péndulo charpy. (Chávez y González [1]).	27
Figura N° 2.10: Fotomicrografías luego de varias etapas de esmerilado grueso. (Fuente: Mejías, <i>At El.</i> [12]).....	30
Figura N° 2.11: Fotomicrografías luego de varias etapas de esmerilado fino. (Fuente: Mejías, <i>At El.</i> [12]).....	30

XII Susceptibilidad al agrietamiento por exposición a H₂SO₄ en aceros inoxidable

Figura N° 2.12: Develado con ataque químico visto en el microscopio Metalográfico. (Fuente: Mejías, <i>At El.</i> [12]).	32
Figura N° 3.1: Muestras a analizar por PMI y el equipo de PMI x-met3000tx. (Fuente El Autor).	44
Figura N° 3.2: Análisis por PMI con el equipo de PMI x-met3000tx a muestras acero 316L. (Fuente El Autor).	45
Figura N° 3.3: Montaje de muestras para ensayo de PMI con el equipo de PMI x-met3000tx a muestras acero 316L. (Fuente El Autor).	45
Figura N° 3.4: Dimensiones de la probeta de tracción en milímetros. (Fuente El Autor).	47
Figura N° 3.5: Dimensiones de las probetas para el ensayo Charpy, Norma Astm E-23. (Fuente El Autor).	47
Figura 3.6: Mufla eléctrica del taller fretorma usada para el proceso de senciabilización. (Fuente: El Autor).	50
Figura 3.7: Balanza electrónica usada en el laboratorio para la toma del peso. (Fuente: El Autor).	51
Figura 3.8: Preparación del H ₂ SO ₄ en sus diferentes concentraciones en la campana de Fundición Del Centro C.A. (Fuente: El Autor).	52
Figura 3.9: Envase de H ₂ SO ₄ perteneciente a la Empresa Fundición Del Centro C.A con el cual se trabajó en esta investigación. (Fuente: El Autor).	53
Figura: 3.10: Equipo de ensayos universales del departamento de materiales de la UC. Galdavini. (Fuente: El Autor).	54
Figura N° 3.11: Cortadora Metalográfica. (Fuente: El Autor).	55
Figura N° 3.12: Mesa de desbaste marca Buehler. (Fuente: El Autor).	55
Figura N° 3.13: Mesa de desbaste marca Buehler. (Fuente: El Autor).	56

Figura N° 3.14: Limpiador ultrasónico para muestras metalográficas marca Cole-Parmer. (Fuente: El Autor).	56
Figura N° 3.15: Microscopio óptico marca Unión modelo Versamet-2. (Fuente: El Autor).....	57
Figura N° 3.16: Microscopio Electrónico de Barrido marca Jeol Modelo Jsm-6390. (Fuente: El Autor).	58
Figura N° 3.17: Equipo de dureza Rockwell B marca Buehler del laboratorio de materiales de la escuela de ingeniería mecánica de la UC. (Fuente: El Autor).....	59
Figura N° 3.18: equipo de micro - dureza vickers marca Buehler sin modelo, del laboratorio de materiales de la escuela de ingeniería mecánica de la UC. (Fuente: El Autor).	59
Figura N° 4.1: Lámina de acero inoxidable 316L suministrada por la empresa Fundición Del Centro C.A. (Fuente El Autor).	61
Figura N° 4.2: Ficha técnica de la lámina de acero inoxidable 316L. (Fuente El Autor).....	61
Figura N° 4.3: Secciones de lámina de acero inoxidable dúplex SAF 2205 suministrada por la empresa Trimeca. (Fuente El Autor).	62
Figura N° 4.4: Resultado de análisis químico del acero inoxidable dúplex SAF 2205 suministrado por la empresa Trimeca. (Fuente El Autor).	64
Figura N° 4.5: Resultado de análisis químico del acero inoxidable dúplex austenítico suministrado por la empresa Trimeca. (Fuente El Autor).	66
Figura 4.6: Microestructura dúplex del acero SAF 2205 (microscopía óptica). la sección transversal muestra dominios equiaxiales de ferrita (fase α oscura) y de austenita (fase γ clara). la sección longitudinal muestra dominios alargados de las mismas fases (Fuente: Hilders Y Zambrano, [13])..	67

Figura 4.7: Microestructura dúplex SAF 2205 en el corte transversal. (Fuente: El Autor).....	68
Figura 4.8: Microestructura dúplex SAF 2205 en el corte longitudinal. (Fuente: El Autor).....	68
Figura 4.9: Sección de acero dúplex SAF 2205 en la cual se indica sentido de laminación. (Fuente: El Autor).....	69
Figura 4.10: Planos en solidwork de las probetas a fabricar por chorro de agua. (Fuente: El Autor).....	70
Figura 4.11: Sección de acero dúplex SAF 2205 en la cual ya se extrajeron las probetas. (Fuente: El Autor).	71
Figura 4.12: Agrupación de muestras de acero dúplex SAF 2205 y acero inoxidable 316L para someterlas al proceso de sensibilización. (Fuente: El Autor).....	72
Figura 4.13: Programación de la mufla a 675°C, en la cual se señala que ya está en temperatura. (Fuente: El Autor).	72
Figura 4.14: Probetas ya retiradas de la mufla en el proceso de enfriamiento. (Fuente: El Autor).	73
Figura 4.15: Agrupamiento de probetas de traccion y Charpy en V antes de someterlas al proceso de pesado inicial. (Fuente: El Autor).	74
Figura 4.16: Registro de peso inicial de probetas de tracción para la condición de 10% de H ₂ SO ₄ a temperatura ambiente. (Fuente: El Autor).....	78
Figura 4.17: Tabla 8.1.2 de la Norma ASTM G1 la cual indica los valores de la constante K. (Fuente: Norma Astm G1, Pág. 3).	79
Figura 4.18: Determinación del área superficial para la probeta de impacto. (Fuente: El Autor).....	80

Figura 4.19: Determinación del área superficial para la probeta de tracción. (Fuente: El Autor).....	80
Figura 4.20: Gráficas de velocidad de corrosión en función del porcentaje de concentración H ₂ SO ₄ . (Fuente: El Autor).	82
Figura 4.21: Montaje de muestras a 30% de H ₂ SO ₄ al momento de llevar 4 horas el ensayo, a la izquierda temperatura ambiente y a la derecha temperatura de 40°C. (Fuente: El Autor).....	84
Figura 4.22: Lavado y secado de muestras a 30% de H ₂ SO ₄ luego de permanecer por 12 horas, a la izquierda temperatura ambiente y a la derecha temperatura de 40°C. (Fuente: El Autor).....	85
Figura 4.23: Montaje de muestras a 20% de H ₂ SO ₄ al momento de llevar 4 horas el ensayo, a la izquierda temperatura ambiente y a la derecha temperatura de 40°C. (Fuente: El Autor).....	86
Figura 4.24: Montaje de muestras a 10% de H ₂ SO ₄ al momento de llevar 4 horas el ensayo, a la izquierda temperatura ambiente y a la derecha temperatura de 40°C. (Fuente: El Autor).....	87
Figura 4.25: Gráficas de las probetas de acero inoxidable 316L de esfuerzo vs. deformación para cada condición evaluada. (Fuente: El Autor).	88
Figura 4.26: Gráficas de las probetas de acero inoxidable dúplex SAF 2205 de esfuerzo en función de la deformación para cada condición evaluada. (Fuente: El Autor).....	89
Figura 4.27: Valores del límite de fluencia σ_y , MPa de los aceros inoxidables 316L y acero inoxidable dúplex SAF 2205 en función de las condiciones evaluadas. (Fuente: El Autor).....	91
Figura 4.28: Valores del esfuerzo máximo, σ_{max} , MPa de los aceros inoxidables 316L y acero inoxidable dúplex SAF 2205 en función de las condiciones evaluadas. (Fuente: El Autor).....	92

Figura 4.29: Toma de valores de elongación en probetas ya traccionadas. (Fuente: El Autor).....	95
Figura 4.30: Valores de elongación de las probetas traccionadas vs. condiciones evaluadas. (Fuente: El Autor).....	97
Figura 4.31: Propiedades del acero dúplex SAF 2205 según el fabricante Sandvik. (Fuente: Sandvik).....	99
Figura 4.32: Propiedades del inoxidable 316L según el fabricante Sandvik. (Fuente: Sandvik).....	99
Figura 4.33: Tenacidad de impacto, doble eje, a la derecha se expresa en k_{ic} y a la izquierda en joule la correlación de Rolfe Novak-Barsom [2] en función de las condiciones de ensayo. (Fuente: El Autor).....	102
Figura N° 4.34: Microestructura del acero inoxidable 316L a 200x, por microscopia óptica, condición original. (Fuente: El Autor).....	105
Figura N° 4.35: Microestructura del acero inoxidable 316L a 2500X, por Microscopia Electrónica de Barrido, condición original. (Fuente: El Autor).	106
Figura N° 4.36: Microestructura del acero inoxidable 316L a 200X, por microscopia óptica, condición sensibilizada. (Fuente: El Autor).....	107
Figura N° 4.37: Microestructura del acero inoxidable 316L a 1000x, por microscopia electrónica de barrido, condición sensibilizada. (Fuente: El Autor).	108
Figura N° 4.38: Resultados del EDX de los nódulos precipitados en los límites de grano de la probeta sensibilizada de 316L. (Fuente: El Autor).	109
Figura N° 4.39: Microestructura del acero inoxidable 316L a 200x, por microscopia óptica, condición 10% de H ₂ SO ₄ a 25°C. (Fuente: El Autor).	110
Figura N° 4.40: Microestructura del acero inoxidable 316L a 200x, por microscopia óptica, condición 10% de H ₂ SO ₄ a 40°C. (Fuente: El Autor).	111

- Figura N° 4.41:** Microestructura del acero inoxidable 316L a 200x, por microscopía óptica, condición 10% de H₂SO₄ a 40°C. (Fuente: El Autor). 112
- Figura N° 4.42:** Resultados del EDX de los nódulos precipitados en los límites de grano de la probeta 10% de H₂SO₄ a 40°C del 316L. (Fuente: El Autor). 112
- Figura N° 4.43:** Microestructura del acero inoxidable 316L a 200x, por microscopía óptica, condición 20% de H₂SO₄ a 25°C. (Fuente: El Autor). 114
- Figura N° 4.44:** Microestructura del acero inoxidable 316L a 50x, por microscopía óptica en el borde, condición 20% de H₂SO₄ a 25°C. (Fuente: El Autor). 115
- Figura N° 4.45:** Microestructura del acero inoxidable 316L a 200x, por microscopía óptica, condición 20% de H₂SO₄ a 40°C. (Fuente: El Autor). 115
- Figura N° 4.46:** Microestructura del acero inoxidable 316L a 200x, por microscopía óptica grietas en el borde de los granos, condición de 30% de H₂SO₄ a 25°C. (Fuente: El Autor). 116
- Figura N° 4.47:** Microestructura del acero inoxidable 316L a 200x, por microscopía óptica, condición 30% de H₂SO₄ a 40°C. (Fuente: El Autor). 117
- Figura N° 4.48:** Microestructura del acero inoxidable 316L a 2500x, por microscopía electrónica de barrido, condición 30% de H₂SO₄ a 40°C. (Fuente: El Autor). 118
- Figura N° 4.49:** Microestructura del acero inoxidable 316L a 5000x, por microscopía electrónica de barrido, condición de 30% de H₂SO₄ a 40°C. (Fuente: El Autor). 119
- Figura N° 4.50:** Microestructura del acero dúplex SAF 2205 a 200x, por microscopía óptica, condición original. (Fuente: El Autor). 120

Figura N° 4.51: Microestructura del acero inoxidable dúplex SAF 2205 a 2500x, por microscopia electrónica de barrido, condición original. (Fuente: El Autor).....	121
Figura N° 4.52: Microestructura del acero dúplex SAF 2205 a 200x, por microscopia óptica, condición sensibilizada. (Fuente: El Autor).....	121
Figura N° 4.53: Microestructura del acero inoxidable dúplex SAF 2205 a 2500x, por microscopia electrónica de barrido, condición sensibilizada. (Fuente: El Autor).....	122
Figura N° 4.54: Resultados del EDX de los nódulos precipitados en los límites de grano de la probeta sensibilizada del acero dúplex SAF 2205. (Fuente: El Autor).....	123
Figura N° 4.55: Resultados del EDX de la segregación en los límites de grano de la probeta sensibilizada 675°C por 1 hora del acero dúplex SAF 2205. (Fuente: El Autor).....	124
Figura N° 4.56: Microestructura del acero dúplex SAF 2205 a 200x, por microscopia óptica, condición de 10% de H ₂ SO ₄ a 25°C. (Fuente: El Autor). ..	125
Figura N° 4.57: Microestructura del acero dúplex SAF 2205 a 2500x, por microscopia electrónica de barrido, condición de 10% de H ₂ SO ₄ a 25°C. (Fuente: El Autor).....	126
Figura N° 4.58: Microestructura del acero dúplex SAF 2205 a 200x, por microscopia óptica, condición de 10% de H ₂ SO ₄ a 40°C. (Fuente: El Autor). ..	127
Figura N° 4.59: Microestructura del acero dúplex SAF 2205 a 200x, por microscopia óptica, condición de 20% de H ₂ SO ₄ a 25°C. (Fuente: El Autor). ..	128
Figura N° 4.60: Microestructura del acero dúplex SAF 2205 a 200x, por microscopia óptica, condición de 20% de H ₂ SO ₄ a 40°C. (Fuente: El Autor). ..	129

- Figura N° 4.61:** Microestructura del acero dúplex SAF 2205 a 50x, por microscopía óptica, condición de 30% de H₂SO₄ a 25°C. (Fuente: El Autor). .. 129
- Figura N° 4.62:** Microestructura del acero dúplex SAF 2205 a 50x, por microscopía óptica, condición de 30% de H₂SO₄ a 25°C. (Fuente: El Autor). .. 130
- Figura N° 4.63:** Microestructura del acero dúplex SAF 2205 a 50x, por microscopía óptica, condición de 30% de H₂SO₄ a 40°C. (Fuente: El Autor). .. 130
- Figura N° 4.64:** Gráficas de Dureza Rockwell B. (Fuente: El Autor). 133
- Figura 4.65:** Valores de dureza Vickers de probetas de acero inoxidable dúplex SAF 2205 para cada una de las fases ferrita y austenita en función de condiciones experimentales (Fuente: El Autor). 135
- Figura N° 4.66:** Huella de la Micro Dureza Vickers en la fase Austenítica Γ . (Fuente: El Autor). 136
- Figura N° 4.67:** Probetas del ensayo de impacto Charpy en V de acero inoxidable 316L. (Fuente: El Autor). 138
- Figura N° 4.68:** Probetas del ensayo de impacto Charpy en V de acero inoxidable dúplex SAF 2205. (Fuente: El Autor). 139
- Figura N° 4.69:** Probeta de acero inoxidable 316L expuesta a la condición de 30% de H₂SO₄ a 40°C, ya traccionada. (Fuente: El Autor). 141
- Figura 4.70:** Superficie de fractura de probeta de tracción de acero inoxidable 316L a 50x, con microscopía electrónica de barrido, condición original. (Fuente: El Autor). 141
- Figura 4.71:** Fotomicrografía de la superficie de la probeta de tracción de acero inoxidable 316L a 250x, con MEB, condición original. (Fuente: El Autor). 142

Figura 4.72: Fotomicrografía de la superficie de la probeta de tracción de acero inoxidable 316L a 750x, con MEB, condición original. (Fuente: El Autor).
..... 143

Figura 4.73: Fotomicrografía de la superficie de la probeta de tracción de acero inoxidable 316L a 7500x, con MEB, condición original. (Fuente: el Autor).....144

Figura 4.74: Fotomicrografía de la superficie de la probeta de tracción de acero inoxidable 316L a 750x, con MEB, condición sensibilizada. (Fuente: el Autor).144

Figura 4.75: Fotomicrografía de la superficie de la probeta de tracción de acero inoxidable 316L a 8500x, con MEB, condición sensibilizada. (Fuente: el Autor).145

Figura 4.76: Fotomicrografía de la superficie de la probeta de tracción de acero inoxidable 316L a 250x, con MEB, condición 30% de H₂SO₄ a 40°C. (Fuente: el Autor).146

Figura 4.77: Fotomicrografía de la superficie de la probeta de tracción de acero inoxidable 316L a 750x, con MEB, condición de 30% de H₂SO₄ a 40°C. (Fuente: el Autor).146

Figura 4.78: Fotomicrografía de la superficie de la probeta de tracción de acero inoxidable 316L a 7500x, con MEB, condición de 30% de H₂SO₄ a 40°C. (Fuente: el Autor).147

Figura N° 4.79: Probeta de acero inoxidable dúplex SAF 2205, expuesta a la condición de 30% de H₂SO₄ a 40°C, ya traccionada. (Fuente: el Autor)....148

Figura 4.80: Fotomicrografía de la superficie de la probeta de tracción de acero dúplex SAF 2205 a 250x, con MEB, condición original. (Fuente: el Autor).
.....149

Figura 4.81: Fotomicrografía de la superficie de la probeta de tracción de acero dúplex SAF 2205 a 750x, con MEB, condición original. (Fuente: el Autor).
.....150

Figura 4.82: Fotomicrografía de la superficie de la probeta de tracción de acero dúplex SAF 2205 a 7500x, con MEB, condición original. (Fuente: el Autor).
.....150

Figura 4.83: Fotomicrografía de la superficie de la probeta de tracción de acero dúplex SAF 2205 a 750x, con MEB, condición sensibilizada. (Fuente: el Autor).
.....151

Figura 4.84: Fotomicrografía de la superficie de la probeta de tracción de acero dúplex SAF 2205 a 7500x, con MEB, condición sensibilizada. (Fuente: el Autor).
.....152

Figura 4.85: Fotomicrografía de la superficie de la probeta de acero dúplex SAF 2205 a 750x, con MEB, condición de 30% de H₂SO₄ a 40°C. (Fuente: el Autor).
.....153

Figura 4.86: Fotomicrografía de la superficie de la probeta de acero dúplex SAF 2205 a 7500x, con MEB, condición de 30% de H₂SO₄ a 40°C. (Fuente: el Autor).
.....153

INDICE DE TABLAS

Tabla N° 2.1: Propiedades generales del acero inoxidable 316L. (Fuente: el Autor).	15
Tabla N° 3.1: Casos y condiciones evaluados. (Fuente el Autor).	49
Tabla N° 4.1: Composición química del acero inoxidable dúplex SAF 2205 por identificación positiva de materiales (PMI) y la composición química de fabricante. (Fuente el Autor).	63
Tabla N° 4.2: Composición química del acero inoxidable 316L por identificación positiva de materiales (PMI) y la composición química del fabricante. (Fuente el Autor).	65
Tabla N° 4.3: Registro de peso inicial y final con la pérdida de peso para condición 30% de H ₂ SO ₄ a temperatura ambiente. (Fuente El Autor).	75
Tabla N° 4.4: Registro de peso inicial y final con la pérdida de peso para condición 30% de H ₂ SO ₄ a 40°C. (Fuente El Autor).	75
Tabla N° 4.5: Registro de peso inicial y final con la pérdida de peso para condición 20% de H ₂ SO ₄ a temperatura ambiente. (Fuente El Autor).	76
Tabla N° 4.6: Registro de peso inicial y final con la pérdida de peso para condición 20% de H ₂ SO ₄ a temperatura ambiente. (Fuente El Autor).	76
Tabla N° 4.7: Registro de peso inicial y final con la pérdida de peso para condición 10% de H ₂ SO ₄ a temperatura ambiente. (Fuente El Autor).	77
Tabla N° 4.8: Registro de peso inicial y final con la pérdida de peso para condición 10% de H ₂ SO ₄ a temperatura ambiente. (Fuente El Autor).	77
Tabla N° 4.9: Velocidades de corrosión en función del porcentaje de concentración de H ₂ SO ₄ . (Fuente: El Autor).	81

XXIV Susceptibilidad al agrietamiento por exposición a H₂SO₄ en aceros inoxidables

Tabla N° 4.10: Cantidades de H ₂ SO ₄ al 96% y H ₂ O en la preparación de las concentraciones de 10%, 20% y 30% de H ₂ SO ₄ . (Fuente: El Autor).	83
Tabla N° 4.11: Resultado del esfuerzo de fluencia σ_y , MPa. (Fuente: El Autor).	90
Tabla N° 4.12: Resultado de la esfuerzo máximo, σ_{max} , MPa. (Fuente: El Autor).	92
Tabla 4.13: Resultados de elongación porcentual obtenidos luego del ensayo de tracción plana. (Fuente: El Autor).	96
Tabla 4.14: Resultados del ensayo Charpy en V expresados en cvn para los aceros inoxidables 316L y duplex SAF 2205. (Fuente: El Autor).	100
Tabla 4.15: Resultados del ensayo Charpy en V expresados en K _{ic} para los aceros inoxidables 316L y duplex SAF 2205. (Fuente: El Autor).	101
Tabla N° 4.16: Composición química de nódulos precipitados en los límites de grano de la probeta sensibilizada de 316L. (Fuente: El Autor).	109
Tabla N° 4.17: Composición química de nódulos precipitados en los límites de grano en la probeta 10% de H ₂ SO ₄ a 40°C del 316L. (Fuente: El Autor). ...	113
Tabla N° 4.18: Composición química de nódulos precipitados en los límites de grano en la probeta sensibilizada del acero dúplex SAF 2205. (Fuente: El Autor).	123
Tabla N° 4.19: Composición química de la segregación en los límites de grano en la probeta sensibilizada 675°C por 1 hora del dúplex SAF 2205. (Fuente: El Autor).	125
Tabla N° 4.20: Resultados de Dureza Rockwell B con una carga de 10kg. (Fuente: El Autor).	132
Tabla N° 4.21: Resultados de Ensayo de Micro-Dureza Vickers, (P=10gr) (Fuente: El Autor).	135

ÍNDICE DE ECUACIONES

ECUACIÓN 2.1: EXPRESIÓN DE TENACIDAD DE FRACTURA CRÍTICO PARA TRACCIÓN.	13
ECUACIÓN 2.2: EXPRESIÓN PARA CÁLCULO DE LA VARIACIÓN DE TEMPERATURA ENTRE K_{ID} Y K_{IC}	14
ECUACIÓN 2.3: CORRELACIÓN DE ROLFE NOVAK-BARSOM. ...	14
ECUACIÓN N° 2.4: DUREZA VICKERS.	20
ECUACIÓN N° 2.5: ESFUERZO AXIAL.	22
ECUACIÓN N° 2.6: ECUACIÓN PARA LA DEFORMACIÓN UNITARIA NOMINAL (E).	22
ECUACIÓN N° 2.7: LEY DE HOOKE. ...	24
ECUACIÓN N° 2.8: DEFORMACIÓN INGENIERIL PORCENTUAL O DUCTILIDAD. ...	26
ECUACIÓN N° 2.9: ECUACIÓN DE ESTRICCIÓN. ...	26
ECUACIÓN N° 4.1: VELOCIDAD DE CORROSIÓN	78

CAPÍTULO 1

EL PROBLEMA

A continuación se plantea la problemática del problema generada en la empresa Fundición del Centro C.A. perteneciente al Grupo Duncan ubicada en Maracay Estado Aragua, en la planta de trituración de acumuladores eléctricos automotrices con matriz de plomo dichos acumuladores presentan como electrolito ácido sulfúrico concentrado al 10% y dicho ácido entra en contacto con los sistemas de separación y lavado de componentes triturados lo cual está generando disminución de los tiempos de vida de los equipos a consecuencia de la degradación por corrosión. Los elementos mecánicos que están sometidos a este fenómeno metalúrgico corrosivo son: sinfines, tolvas, lavadores, entre otros, los cuales están fabricados en acero inoxidable 316L y se estudió la factibilidad de fabricarlos en acero inoxidable dúplex SAF 2205 en función del resultado de esta investigación. Se realizó la caracterización de los aceros inoxidables 316L y dúplex SAF 2205 a condiciones extrapoladas al trabajo que son sometidos comparándolas con la condición original y sensibilizada por medio de ensayos de tracción según la Norma ASTM E8, impacto por medio de ensayo Charpy en V según la Norma ASTM E23, Macro-dureza R_B según la norma ASTM E18, micro dureza Vickers según la norma ASTM A-384, se determinó la velocidad de corrosión según la Norma ASTM G-102, tipo de fractura por fractografía además

2 Susceptibilidad al agrietamiento por exposición a H_2SO_4 en aceros inoxidables

del análisis microestructural y químico por medio de microscopia óptica, electrónica y EDX a 10%, 20% y 30% de concentración del H_2SO_4 y a dos temperaturas 25°C y 40°C.

1.1 PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA

Como se narró de forma breve en la sección anterior en la planta de trituración de acumuladores eléctricos automotrices de la empresa Fundición del Centro C.A. perteneciente al grupo Duncan C.A. existe la problemática de tiempos de vida de los equipos bajos y presencia de degradación por corrosión lo cual ha llevado a la gerencia a desarrollar una investigación con la finalidad de determinar y proponer un material sustituto del actual de los componentes que están en contacto con la solución acidificada residuo del proceso de trituración.

Los componentes que se necesitan mejorar su resistencia a la corrosión son: sinfines, lavadores de polipropileno, separadores de polietileno, tolvas y la mesa de separación los cuales fueron fabricados por el personal interno de la planta con láminas, perfiles y ángulos de acero inoxidable 316L de origen importado con espesores promedio de 4mm; se conoce que la concentración máxima de ácido sulfúrico en la solución acidificada que está en contacto con los equipos es de un 10% y también arrastra partículas solidas de sulfato de plomo, polietileno, el cual se usa en el separador de las placas de plomo dentro del acumulador y polietileno que se usa para la fabricación de la caja y la tapa del acumulador, lo cual favorece la erosión y el ataque corrosivo del fluido hacia el metal de los componentes de la planta.

Por lo cual se estudió por medio de esta investigación la resistencia a la corrosión del acero inoxidable dúplex SAF 2205 y se comparó con la del acero inoxidable 316L, ya que de tener mayor resistencia el dúplex SAF 2205 se evaluó la fabricación gradual de los diferentes componentes con este acero.

1.2 OBJETIVOS

1.2.1. Objetivo general

- Evaluar la susceptibilidad al agrietamiento por exposición a ácido sulfúrico en aceros inoxidables 316L y dúplex SAF 2205 por medio de ensayos destructivos y microscopia electrónica de barrido.

1.2.2 Objetivos específicos

- Determinar el porcentaje de pérdida de peso de las probetas planas sometidas a corrosión extrema en ácido sulfúrico de aceros inoxidables 316L y dúplex SAF-2205 según la norma ASTM G102-99.
- Determinar por medio del ensayo de tracción a probetas planas sometidas a corrosión extrema en ácido sulfúrico el límite de fluencia y el esfuerzo máximo para los aceros inoxidables 316L y Dúplex según la norma ASTM E8-00.
- Evaluar la energía absorbida por impacto (EAI) a probetas sometidas a corrosión extrema en ácido sulfúrico de aceros inoxidables 316L y Dúplex SAF 2205 según la norma ASTM E-23 (1990).
- Evaluar microdureza Vickers a probetas sometidas a corrosión extrema en ácido sulfúrico de aceros inoxidables 316L y dúplex SAF 2205 según la norma ASTM E-384.
- Determinar por microscopia electrónica de barrido la influencia en la microestructura de la corrosión extrema en ácido sulfúrico de aceros inoxidables 316L y dúplex SAF 2205.

4 Susceptibilidad al agrietamiento por exposición a H₂SO₄ en aceros inoxidables

- Comparar resultados de los ensayos destructivos (Tracción, Impacto y Dureza) y la microscopia electrónica de barrido.

1.3 LIMITACIONES

La presente investigación tiene como limitantes los siguientes aspectos:

- La disposición de materiales ya que en el mercado no se encuentra disponibilidad para la compra de aceros inoxidables por retrasos ya que al ser de fabricación importada en los establecimientos solo venden secciones al mayor y con un alto valor económico.
- Las dimensiones de las probetas a fabricar están limitadas por la disponibilidad de material, por ende se fabricaron probetas sub-size (de menor tamaño) para así evaluar las condiciones de tres concentraciones y dos temperaturas (6 condiciones), la condición sensibilizada y la condición original.
- La disponibilidad del ácido sulfúrico limitó el trabajo para el desarrollo de las muestras ya que solamente se cuenta en el laboratorio de Aseguramiento de la Calidad de la empresa Fundición del Centro C.A. con 500cc. de Acido concentrado al 96,8%-98%.

1.4 ALCANCE

Mediante esta investigación se planteó el estudio comparativo de la influencia que tiene el ácido sulfúrico sobre la susceptibilidad al agrietamiento de los aceros inoxidables 316L y dúplex SAF 2205 evaluando sus propiedades mecánicas y agrietamiento por microscopia óptica y electrónica de barrido con la finalidad de determinar cuál de los aceros estudiados tiene mejor

comportamiento en la planta de trituración de acumuladores eléctricos automotrices de Duncan.

Para esto se fabricaron 3 probetas de tracción sub-size por condición las cuales sus características dimensionales según la norma ASTM E8-00, se fabricaron 5 probetas de Impacto según las características dimensionales de la norma ASTM E-23 (1990) y para la evaluación de la dureza se realizó según los procedimientos establecidos en las normas ASTM E18 para la Macro-dureza R_B y para la Micro-dureza Vickers según la norma ASTM A-384.

Se realizaron ensayos para el análisis de seis condiciones las cuales corresponden a dos temperaturas y tres concentraciones diferentes, las temperaturas fueron: temperatura ambiente y $40^\circ C$, y las concentraciones serán: 10% de ácido Sulfúrico (H_2SO_4), 20% de ácido Sulfúrico (H_2SO_4) y 30% de ácido Sulfúrico (H_2SO_4), además de la condición inicial del material así como también la condición sensibilizada según la norma ASTM A-262-02.

Luego se analizaron cada una de las muestras ya atacadas con el ácido a sus respectivos ensayos con la finalidad de determinar las propiedades mecánicas pertinentes para realizar la caracterización de los materiales bajo esas condiciones y se plantea cual posee mejor comportamiento.

1.5 JUSTIFICACIÓN

Es necesario disminuir los tiempos de parada generados por reparaciones a los componentes del área de trituración en la planta Fundición del Centro C.A. a consecuencia principal del agrietamiento y fractura de componentes así como también se evidencian perforaciones, disminución de espesores y deformación por pérdida de material a consecuencia principal del ataque corrosivo generado por el ácido sulfúrico concentrado en un 10% máximo proveniente del interior de los acumuladores. Fue necesario determinar

6 Susceptibilidad al agrietamiento por exposición a H_2SO_4 en aceros inoxidables

el comportamiento a la corrosión de otro material con la finalidad de evaluar si tiene mayor resistencia al agrietamiento y a la corrosión en general por el contacto directo del ácido sulfúrico.

CAPÍTULO 2

MARCO TEÓRICO

A continuación se presenta información de importancia acerca de la evaluación de la susceptibilidad al agrietamiento por exposición a ácido sulfúrico en aceros inoxidable 316L y dúplex SAF 2205 por medio de ensayos destructivos y microscopía electrónica de barrido comenzando por la definición de los aceros inoxidable y sus propiedades, luego pasando por los ensayos mecánicos de tracción, impacto y microdureza, así como también información general de la corrosión y sus tipos, finalizando con la preparación de muestras para ensayos metalográficos y equipos.

2.1 ACEROS INOXIDABLES DÚPLEX

Los aceros inoxidable tiene alta resistencia a la corrosión, la razón de esta resistencia en medio ambiental es debido en la adición de cromo. A partir de la adición de aproximadamente 12% de cromo, se forma una capa uniforme, continua adherente y muy delgada de óxidos de cromo (Cr_2O_3), que junto con algunos otros óxidos como el de hierro, pasiva la superficie del acero. La adición de sólo 12% de cromo proporciona únicamente una resistencia limitada a la corrosión en medios poco agresivos, como por ejemplo ambientes húmedos, o

8 Susceptibilidad al agrietamiento por exposición a H_2SO_4 en aceros inoxidable

agua dulce. Para aumentar esta resistencia se aumenta la cantidad de cromo y se añaden otros elementos de aleación, que al mismo tiempo mejoran las propiedades mecánicas del material. El objetivo era buscar una buena combinación de resistencia a la corrosión y buenas propiedades mecánicas. (Chávez y González [1]).

Con este fin en la década 1930-40, se desarrollaron nuevos aceros inoxidable austeníticos-ferríticos para así poder acometer con éxito los nuevos retos tecnológicos, debido a sus estructuras bifásicas se los llaman “aceros dúplex”, estos tienen una muy buena combinación de propiedades mecánicas con resistencia a la corrosión, pero tienen el problema que se le forman muchos tipos de precipitados y fases intermetálicas cuando se los exponen a temperaturas mayores de $300^{\circ}C$, esas fases perjudican tanto la resistencia a la corrosión como las propiedades mecánicas, incluso para bajos porcentajes de precipitación. (Chávez y González [1]).

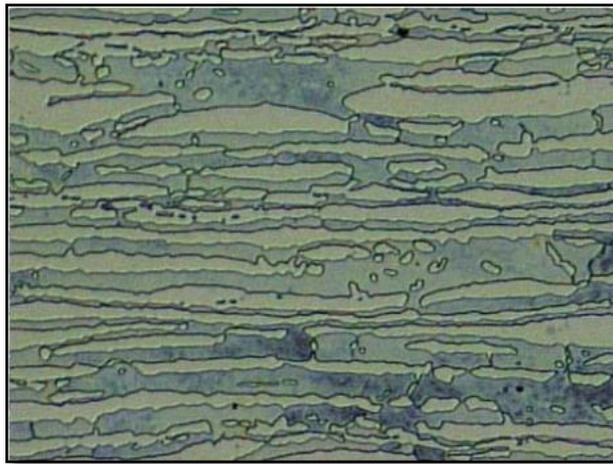


Figura 2.1: Metalografía acero inoxidable dúplex SAF-2205. (Fuente: Chávez y González [1]).

Como se muestra en la Figura N° 2.1 Se puede evidenciar características microestructurales básicas de los aceros dúplex como lo son granos alargados y presencia de dos fases de solidificación.

La aplicación más común de estos aceros es en forma de productos planos (plancha, chapa, banda) obtenidos mediante procesos de laminación, aproximadamente el 95% de la producción mundial de los aceros dúplex laminados se fabrica según un mismo proceso industrial: en una primera etapa el acero procedente de colada continua se lamina en caliente para conseguir importantes reducciones de espesor, seguidamente se realiza un tratamiento térmico de recocido con el fin de recuperar su ductilidad para la posterior laminación en frío hasta el espesor final requerido. (Chávez y González, [1]).

La química del acero inoxidable Dúplex SAF 2205 se refleja en la figura N° 2.2, según su fabricante Sandvik.

CHEMICAL COMPOSITION (NOMINAL) %								
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N
≤0.030	≤1.0	≤2.0	≤0.030	≤0.015	22	5	3.2	0.18

Figura N° 2.2: Química del acero inoxidable dúplex SAF 2205 según fabricante Sandvik. (Fuente: Sandvik).

2.2 PROPIEDADES MECÁNICAS DE LOS ACEROS DÚPLEX

2.2.1 Resistencia a la Tracción

El esfuerzo de rotura de los aceros inoxidables dúplex se sitúa entre dos y tres veces la del austenítico grado AISI 304. La ferrita generalmente es más resistente que la austenita pero menos dúctil, esto es verdad para el mismo

10 Susceptibilidad al agrietamiento por exposición a H₂SO₄ en aceros inoxidable

contenido intersticial. No es necesariamente el caso en todos los dúplex por ejemplo en los dúplex con nitrógeno, este último se dispersa en la austenita de manera tal que, al final la austenita resulta más resistente que la ferrita. Ya que el acero dúplex contiene ferrita y austenita se podría esperar que las propiedades sigan una ley lineal de mezcla. Es aproximadamente el caso para la elongación pero cuando se trata de resistencia a la tracción, la ley es mucho más complicada ya que depende fuertemente del tamaño del grano, el cual es más pequeño en los dúplex. (Chávez y González [1]).

Una serie de aleaciones de 100% ferrita a 100% austenita han sido producidos e investigados mecánicamente. Cuando el efecto del tamaño del grano fue compensado, se podía concluir que la resistencia de la aleación 60% ferrita 40% austenita era controlada esencialmente por la ferrita, el componente más fuerte generalmente. Sin embargo, había una contribución nada despreciable del tamaño del grano. Eso implica que en práctica, la aleación dúplex tiene más resistencia que sus constituyentes. (Chávez y González [1]).

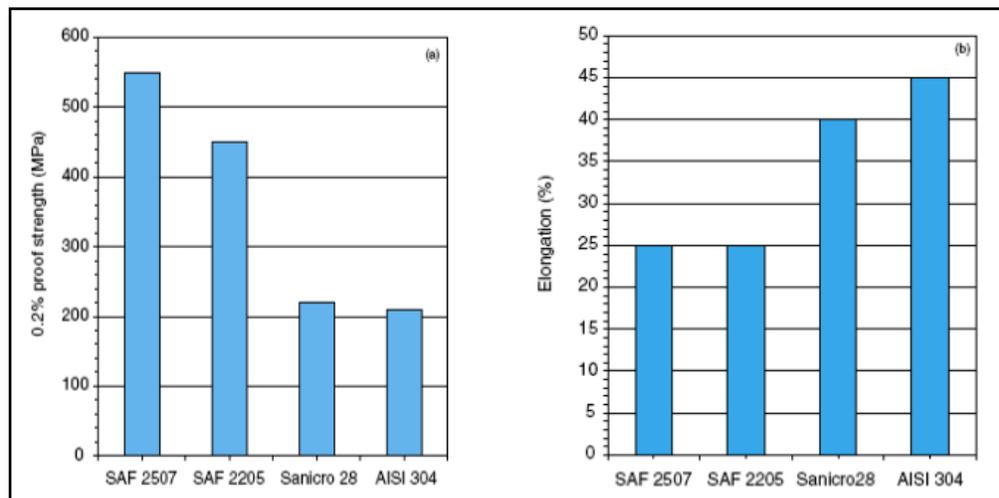


Figura 2.3: Valores característicos de % de elongación y de alargamiento del acero dúplex SAF – 2205. (Fuente: Chávez y González [1]).

2.2.2 Tenacidad

Se debe destacar que la transición dúctil-frágil para los aceros inoxidables dúplex en el estado templado del material ocurre a $60^\circ C$ o menos, lo que es satisfactorio para la mayoría de las aplicaciones. Cuando han sufrido deformación en frío, los dúplex suelen presentar anisotropía de propiedades mecánicas. (Fuente: Chávez y González [1]).

2.2.3 Tenacidad de Impacto

Este ensayo permite conocer la resistencia de un material al ser impactado por una carga, y este resultado se da por la energía absorbida después de fallar. Se realiza a diferentes temperaturas para conocer el comportamiento dúctil – frágil de la pieza, la cual se denomina temperatura de transición. También se puede realizar a temperatura constante para determinar qué tanta energía puede absorber el material. (Chávez y González [1]).

2.2.4 Tenacidad de Fractura

La mecánica de fractura es la disciplina que se enfoca al estudio del comportamiento de materiales con fisuras u otros pequeños defectos. Es cierto que todos los materiales tienen algunos defectos. Lo que se desea saber es el esfuerzo máximo que puede soportar un material, si contiene defectos de un cierto tamaño y geometría. La tenacidad a la fractura mide la capacidad de un material que contiene un defecto, a resistir una carga aplicada. A diferencia de los resultados del ensayo de impacto, la tenacidad a la fractura es una propiedad cuantitativa del material. (Chávez y González [1]).

La tenacidad a la fractura depende del espesor de la probeta: conforme se incrementa el espesor, la tenacidad a la fractura K_c disminuye hasta un valor constante. Esta constante se conoce como la tenacidad a la fractura en estado

12 Susceptibilidad al agrietamiento por exposición a H_2SO_4 en aceros inoxidables

de deformación plana K_{IC} . Generalmente K_{IC} se reporta como propiedad de un material. (Chávez y González [1]).

La capacidad que tiene un material para resistir el crecimiento de una grieta depende de gran número de factores:

- Defectos más grandes reducen el esfuerzo permitido. Técnicas especiales de fabricación, como retener impurezas al filtrar metales líquidos y la compresión en caliente de partículas para producir componentes cerámicos, pueden reducir el tamaño de los defectos y mejorar la tenacidad a la fractura.
- La capacidad de deformación de un material es crítica. En los metales dúctiles, el material cerca del extremo del defecto se puede deformar, haciendo que el extremo de cualquier grieta se redondee, reduciendo el factor de intensidad de esfuerzos, e impidiendo el crecimiento de la grieta. Al incrementar la resistencia de un material dado, por lo general se reduce su ductilidad y se obtiene una menor tenacidad a la fractura.
- Materiales más gruesos y más rígidos tienen una tenacidad a la fractura menor que los delgados. Al incrementar la rapidez de aplicación de la carga, como en el caso de un ensayo de impacto, por lo general se reduce la tenacidad a la fractura del material.
- Al aumentar la temperatura, normalmente se incrementa la tenacidad a la fractura, similar a lo que ocurre en el ensayo de impacto.
- Normalmente una estructura de granos pequeños mejora la tenacidad a la fractura, en tanto que mayor cantidad de defectos puntuales y dislocaciones reducen esta cualidad. (Fuente: Chávez y González [1]).

2.2.5: Correlación entre la tenacidad a la fractura K_{IC} y la energía de impacto CVN.

Se describe a continuación la metodología propuesta por Barsom y Rolfe para relacionar los resultados de los ensayos Charpy convencionales (energía CVN) con valores de la tenacidad a la fractura K_{IC} . Dicha metodología es aplicable a distintas zonas de la curva de CVN versus temperatura. Para la mitad inferior de la curva (comienzo de la transición dúctil-frágil y parte frágil de la curva), involucra dos etapas:

1. La importancia del factor de intensidad de tensiones radica entonces en que al conocerse K_I , se puede determinar completamente el campo de tensiones alrededor de una grieta o de un área crítica. Además K_I constituye un parámetro de similitud útil para poder comparar las características de agrietamiento de elementos de un mismo material pero con diferente geometría y diferente longitud de grieta, pues este principio indica que si dos diferentes grietas, en diferentes estructuras tienen una misma K_I y están sometidas al mismo modo de agrietamiento, por lo tanto, una grieta se propagará cuando el factor de intensidad de tensiones alcance un valor crítico, denominado factor de intensidad de tensión crítico (K_{IC}), también conocido como tenacidad a la fractura. El valor de K_{IC} puede obtenerse de ensayos de fractura para una condición en la cual la tensión es la crítica ($\sigma = \sigma_{cr}$) y se considera una propiedad del material, que está dada por:

$$K_{IC} = \beta \sigma_c \sqrt{a_c}, \text{ Unidades } [psi \sqrt{pulg}] \text{ (1)}$$

Ecuación 2.1: Expresión de tenacidad de fractura Critico para traccion. (Fuente: Hibbeler [2]).

Donde E es el módulo del Young del material en psi y la energía CVN está expresada en Pie-Lbs.

14 Susceptibilidad al agrietamiento por exposición a H₂SO₄ en aceros inoxidables

2. Usar la siguiente expresión para calcular la variación de temperaturas entre K_{ID} y K_{IC}:

$$T_S = \frac{[215 - 1.5(R_{p0.2})] - 32}{1.8} [^{\circ}\text{C}] \quad (2)$$

Ecuación 2.2: Expresión para cálculo de la variación de temperatura entre K_{ID} y K_{IC}. (Fuente: Hibbeler [2]).

donde R_{p0,2} es el límite convencional de fluencia del material expresado en ksi.

Para convertir los valores de energía CVN de la zona dúctil de la curva a valores de tenacidad a la fractura K_{IC}, se utiliza la correlación de RolfeNovak-Barsom, [2], la cual se muestra en la ecuación N° 2.3,

$$K_{ID} = R_{p0,2} \sqrt{\frac{5}{R_{p0,2}} \left(CVN - \frac{R_{p0,2}}{20} \right)}, \text{ Unidades } [ksi \sqrt{\text{pulg}}] (3)$$

Ecuación 2.3: Correlación de RolfeNovak-Barsom. (Fuente: Hibbeler [2]).

donde R_{p0,2} es el límite convencional de fluencia en la zona dúctil, en ksi, y CVN está expresado en Pie-Lbs. (Fuente: Hibbeler R., [2]).

2.3 Aceros Inoxidables 316L.

Los aceros inoxidables son aleaciones de hierro con un mínimo de un 10,5% de cromo. Sus características se obtienen mediante la formación de una película adherente e invisible de óxido de cromo. La aleación 316 es un acero inoxidable austenítico de uso general con una estructura cúbica centradas en la caras. Es esencialmente no magnético en estado recocido y sólo puede

endurecerse en frío. Se añade molibdeno para aumentar la resistencia a la corrosión especialmente en entornos que contienen cloruros. El bajo contenido en carbono de la aleación 316L otorga una mejor resistencia a la corrosión en estructuras soldadas. (https://es.wikipedia.org/wiki/Acero_inoxidable [3]). En la tabla N° 2.1 se muestran de forma resumida las propiedades mecánicas y físico-químicas del acero inoxidable 316L.

Tabla N° 2.1: Propiedades generales del acero inoxidable 316L. Fuente: (2015, del Autor).

Propiedades Eléctricas	
Resistividad Eléctrica ($\mu\text{h/cm}$)	70-78
Coefficiente de Temperatura (K^{-1})	-
Propiedades Físicas	
Densidad (g cm^{-3})	7,96
Punto de Fusión (C)	1370-1400
Propiedades Mecánicas	
Alargamiento (%)	<60
Dureza Brinell (HRB)	160-190
Impacto Izod (J m^{-1})	20-136
Módulo de Elasticidad (GPa)	190-210
Resistencia a la Tracción (MPa)	460-860
Propiedades Térmicas	
Calor Específico a 23C ($\text{J K}^{-1} \text{kg}^{-1}$)	502
Coefficiente de Expansión Térmica 20-100C ($\times 10^{-6} \text{K}^{-1}$)	16-18
Conductividad Térmica a 23C ($\text{W m}^{-1} \text{K}^{-1}$)	16,3

La química correspondiente al acero Inoxidable 316L según el fabricante Sandvick se muestra en la figura N° 2.4:

16 Susceptibilidad al agrietamiento por exposición a H₂SO₄ en aceros inoxidable

CHEMICAL COMPOSITION (NOMINAL) %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N
0.030	0.75	2.0	0.045	0.03	16.0-18.0	10.0-14.0	2.0-3.0	0.10

Figura N° 2.4: Química del acero inoxidable 316L según fabricante Sandvik.

(Fuente: Sandvik)

2.4 Corrosión y Tipos

Son cinco los riesgos que amenazan el éxito del uso de los aceros inoxidable. Estos son: la corrosión intergranular, la corrosión por efecto galvánico, la corrosión por contacto, la corrosión en forma de picado o de pinchazos de alfiler, y la corrosión por fatiga. Muchos fracasos pueden ser evitados dándose cuenta sencillamente de los riesgos involucrados y adoptando las medidas apropiadas para eliminarlos. (Vásquez [4]).

2.4.1 Corrosión intergranular

Es también conocida como ataque intergranular (IGC y IGA por sus siglas en inglés), es un fenómeno corrosivo que sucede en los aceros inoxidable, el mismo consiste en una descarburización del acero debido a un fenómeno difusivo del carbono hacia los bordes de grano, en el proceso el carbono arrastra átomos de cromo, lo cual hace que el acero pierda sus propiedades anticorrosivas. Este fenómeno es característico de los aceros inoxidable, sin embargo se puede presentar en otras aleaciones resistentes a la corrosión. (Vásquez [4]).

2.4.2. Corrosión galvánica

La corrosión galvánica ejerce una acción localizada que puede sobrevenir cuando una junta de unión entre dos metales disimiles estan sumergidos en una solución que puede obrar como electrolito. En un medio corrosivo, los dos

metales diferentes forman unos electrodos cortocircuitados y constituyen una celda electroquímica. De ello resulta la disolución del electrodo anódico, mientras que el cátodo permanece inalterable. (Vásquez [4]).

Características de la corrosión intergranular que se evidencian en la figura N° 2.5 mostrada a continuación:

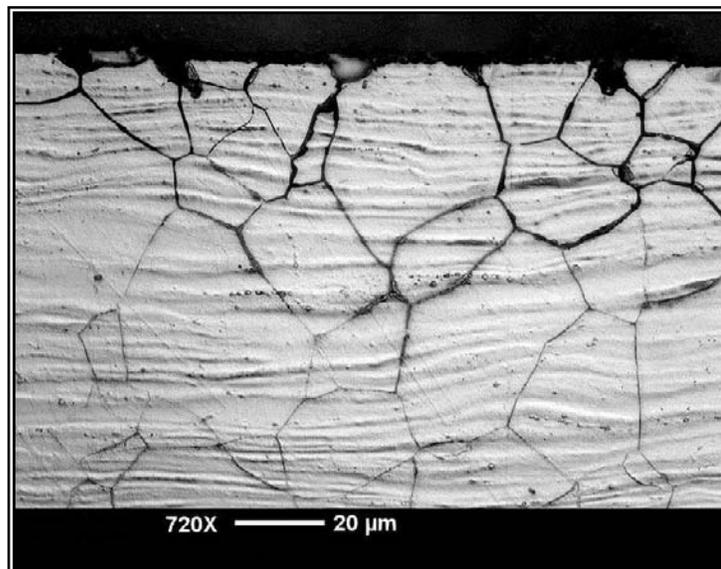


Figura N° 2.5: Vista microscópica de una sección transversal pulida de un material atacado por corrosión intergranular. (Fuente:Handbook vol. 13 [5]).

2.4.3. Corrosión por contacto

El tercer riesgo es la corrosión por contacto. Una diminuta partícula de acero al carbono, una cascarilla de óxido, cobre u otra sustancia extraña cualquiera incrustada en el acero inoxidable pueden ser suficiente para destruir la pasividad en el punto de contacto. El ataque empieza al formarse una celda galvánica con la partícula de material extraño como ánodo. Mientras dura la acción electroquímica que disuelve lo contaminado, iones de hidrógeno se

liberan haciendo que el acero inoxidable se vuelva activo en el punto de contacto. La acción de picado puede proseguir después de haber sido eliminada la partícula extraña por haberse constituido una celda activa-pasiva entre la diminuta superficie anódica atacada y la extensa área catódica circunvecina. Cuando las secciones inoxidables entran en servicio deberán estar limpias de escamas de óxido, de aceite, de pequeñas partículas metálicas procedentes de las herramientas, troqueles e hileras, así como de todo material extraño. La corrosión por contacto puede iniciarse al cabo de mucho tiempo de estar la pieza en servicio si los métodos de limpieza empleados no son meticulosos. Óxido y suciedad en los conductos de vapor, herramientas impregnadas con acero al carbono, e inclusive aparatos de transporte sucios, pueden acarrear sustancias creadoras de corrosión por contacto hasta los recipientes de acero inoxidable durante un período de limpieza. Unas superficies limpias y lisas, así como la ausencia de arañazos y grietas reduce el riesgo de que se produzca corrosión por contacto. (Vásquez [4]).

2.4.4. Corrosión por picadura

Las soluciones que contengan cloruros podrían atacar por una acción de picado, y en las picaduras se podrán desarrollar celdas galvánicas. Los daños debidos a este picado son también llamados pinchazos de alfiler causados por la corrosión. Los cloruros ácidos, tales como el cloruro férrico y el cloruro sódico son particularmente peligrosos, pero cualquier cloruro en concentración apreciable puede ser la causa posible de perturbaciones. Generalmente los fracasos del acero inoxidable en un medio supuestamente a salvo de la corrosión son atribuibles a la presencia del ion cloruro en mayor concentración que la previsible. (Vásquez [4]).

El molibdeno contenido en los aceros inoxidables tipos 316 y 317 aumenta la resistencia a la corrosión por picadura. Estas aleaciones quedan sometidas a

los desperfectos debidos a la corrosión por fatiga; así pues, los recipientes deberán quedar tan exentos de tensiones como sea posible. Grietas, fisuras y bolsas de estancamiento deberán ser eliminadas ya que son las superficies limpias y en buen estado las que mejor resisten al picado, cualquiera que sea la calidad del acero inoxidable. (Vásquez [4]).

2.4.5. Corrosión por fatiga

La corrosión por fatiga es otro de los riesgos que han de ser eliminados. Casi todos los metales y aleaciones, incluso el acero austenítico inoxidable, pueden fallar al agrietarse o quebrarse debido a la corrosión por fatiga en condiciones que impliquen esfuerzos aplicados o tensiones residuales combinadas con agentes ligeramente corrosivos. Las soluciones de cloruro son de lo más perjudicial al provocar el agrietamiento de los aceros inoxidables austeníticos. (Guzmán y Fernando [6]).

El mecanismo causante de la corrosión por fatiga todavía no ha sido determinado. Es principalmente transgranular y puede ir acompañado de ataques por picaduras. Son muy susceptibles las piezas que han estado sometidas a un fuerte trabajo en frío, pero el acero recocido puede también agrietarse cuando se le somete a condiciones difíciles. Es más fácil que el agrietamiento se produzca en soluciones calientes que en las frías. El tipo 315 y el tipo 317, en la condición de recocido, ofrecen mayor resistencia al ion cloruro que el tipo 302 y el tipo 304. Pero si están bajo tensiones fuertes, pueden fallar lo mismo en un ambiente conducente a la corrosión por fatiga. (Guzmán y Fernando [6]).

2.5. Ensayos Mecánicos, Dureza Vickers:

El ensayo de dureza Vickers, llamado el ensayo universal, es un método para medir la dureza de los materiales. Sus cargas van de 5 a

125 kilopondios (de cinco en cinco). Su penetrador es una pirámide de diamante con un ángulo base de 136°. Se emplea para láminas delgadas hasta 0,15 mm (0.006 milésimas de pulgada.) y no se lee directamente en la máquina. (Askeland [7]).

Para determinar el número de dureza se aplica la ecuación 2.4, donde P , d y α se esquematizan en la figura N° 2.6 y ambas se muestran a continuación:

$$H_V = \frac{2P \sin \frac{\alpha}{2}}{d^2} = 1.8544 \frac{P}{d^2} (4)$$

P : carga aplicada en N

d : Diagonal media de la huella en mm.

Ecuación N° 2.4: Dureza Vickers.(Askeland [7]).

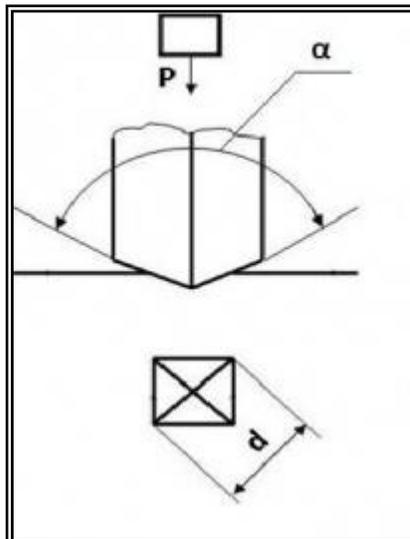


Figura N° 2.6: Esquema de penetración del indentador para dureza.(Fuente: Kirnosov [8]).

Este ensayo constituye una mejora al ensayo de dureza Brinell. Se presiona el indentador contra una probeta, bajo cargas más ligeras que las utilizadas en el ensayo Brinell. Se miden las diagonales de la impresión cuadrada y se halla el promedio para aplicar la fórmula antes mencionada. (Askeland [7]).

Este tipo de ensayo es recomendado para durezas superiores a 500 HB (en caso de ser inferior, se suele usar el ensayo de dureza Brinell). Este ensayo, además, puede usarse en superficies no planas. Sirve para medir todo tipo de dureza, y espesores pequeños. (Askeland [7]).

2.5.2 Ensayo de Tracción

Las probetas para ensayos de tensión se fabrican en una variedad de formas. La sección transversal de la probeta puede ser redonda, cuadrada o rectangular. Para la mayoría de los casos, en metales, se utiliza comúnmente una probeta de sección redonda. Para láminas y placas usualmente se emplea una probeta plana. (Rivas [9]).

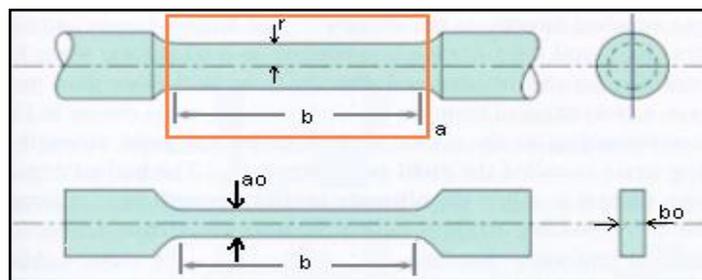


Figura Nº 2.7: Probeta cilíndrica: a: sección reducida b: tramo de calibración r: radio del filete o bisel Probeta rectangular: a₀: ancho de la probeta b₀: espesor de la probeta. (Fuente: Shakeford [10]).

La transición del extremo a la sección reducida debe hacerse por medio de un bisel adecuado para reducir la concentración de esfuerzos causados por el cambio brusco de sección. El esfuerzo axial σ en el espécimen de prueba (probeta) se calcula dividiendo la carga P entre el área de la sección transversal (A) como se indica matemáticamente en la ecuación N° 2.2:

$$\sigma = \frac{P}{A} \text{(5)}$$

Ecuación N° 2.5: Esfuerzo Axial. (Rivas [9]).

Cuando en este cálculo se emplea el área inicial de la probeta, el esfuerzo resultante se denomina esfuerzo nominal (esfuerzo convencional o esfuerzo de ingeniería). Se puede calcular un valor más exacto del esfuerzo axial, conocido como esfuerzo real. (Fuente: Rivas [9]).

La deformación unitaria axial media se determina a partir del alargamiento medido "d" entre las marcas de calibración, al dividir d entre la longitud calibrada L_0 . Si se emplea la longitud calibrada inicial se obtiene la deformación unitaria nominal (ϵ):

$$\epsilon = \frac{d}{L_0} \text{(6)}$$

Ecuación N° 2.6: Ecuación para la deformación unitaria nominal (ϵ). (Fuente: Rivas [9]).

Después de realizar una prueba de tensión y de establecer el esfuerzo y la deformación para varias magnitudes de la carga, se puede trazar un diagrama de esfuerzo contra deformación. Tal diagrama es característico del

material y proporciona información importante acerca de las propiedades mecánicas y el comportamiento típico del material. (Fuente: Rivas [9]).

En la figura N° 2.8 se muestra el diagrama esfuerzo deformación representativo de los materiales dúctiles. El diagrama empieza con una línea recta desde O hasta A. En esta región, el esfuerzo y la deformación son directamente proporcionales, y se dice que el comportamiento del material es lineal. Después del punto A ya no existe una relación lineal entre el esfuerzo y la deformación, por lo que el esfuerzo en el punto A se denomina límite de proporcionalidad. La relación lineal entre el esfuerzo y la deformación puede expresarse mediante la ecuación $\sigma = E \times e$, donde E es una constante de proporcionalidad conocida como el módulo de elasticidad del material. El módulo de elasticidad es la pendiente del diagrama esfuerzo-deformación en la región linealmente elástica y su valor depende del material particular que se utilice. (Fuente: Rivas [9]).

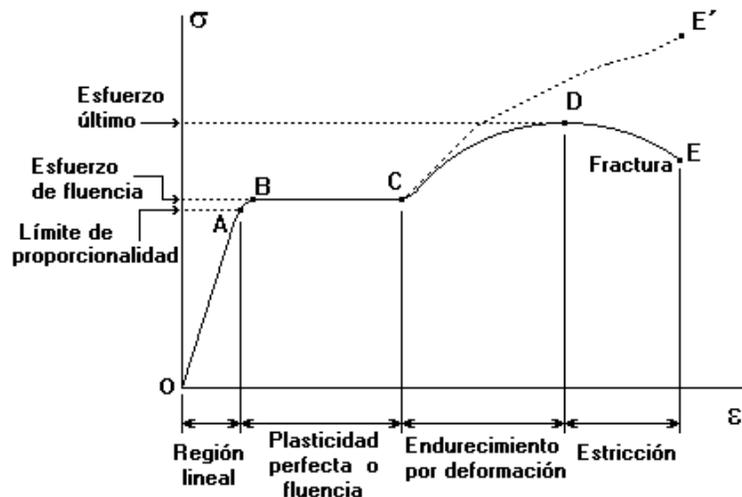


Figura N° 2.8: Diagrama esfuerzo-deformación de materiales dúctiles en tensión. (Fuente: Shakeford [10]).

$$S = Ee(7)$$

Ecuación N° 2.7: Ley de Hooke. (Fuente: Huamanchumo y Ricci [11]).

Al incrementar la carga más allá del límite de proporcionalidad, la deformación empieza a aumentar más rápidamente para cada incremento en esfuerzo. La curva de esfuerzo deformación asume luego una pendiente cada vez más pequeña, hasta que el punto B de la curva se vuelve horizontal. A partir de este punto se presenta un alargamiento considerable, con un incremento prácticamente inapreciable en la fuerza de tensión (desde B hasta C en el diagrama). Este fenómeno se conoce como cedencia o fluencia del material, y el esfuerzo en el punto B se denomina esfuerzo de cedencia o punto de cedencia (o bien, esfuerzo de fluencia o punto de fluencia). En la región de B hasta C, el material se vuelve perfectamente plástico, lo que significa que puede deformarse sin un incremento en la carga aplicada. (Huamanchumo y Ricci [11]).

Después de sufrir las grandes deformaciones que se presentan durante la fluencia en la región BC el material empieza a mostrar un endurecimiento por deformación. Durante este proceso, el material sufre cambios en sus estructuras cristalina y atómica, lo que origina un incremento en la resistencia del material a futuras deformaciones. Por tanto, un alargamiento adicional requiere de un incremento en la carga de tensión, y el diagrama esfuerzo-deformación toma una pendiente positiva desde C hasta D. Finalmente la carga alcanza su valor máximo y el esfuerzo correspondiente (en el punto D) se denomina esfuerzo último. De hecho, el alargamiento posterior de la barra se acompaña de una reducción en la carga y finalmente se presenta la fractura en un punto E, tal como se indica en el diagrama. (Huamanchumo y Ricci [11]).

Se presenta una contracción lateral de la muestra cuando se alarga, lo que origina una reducción en el área de la sección transversal. La reducción en

el área es muy pequeña como para tener un efecto apreciable en el valor de los esfuerzos calculados antes del punto C, pero más allá de este punto la reducción comienza a modificar el perfil del diagrama. Desde luego, el esfuerzo real es mayor que el esfuerzo nominal debido a que se calcula con un área menor. (Huamanchumo y Ricci [11]).

En la cercanía del esfuerzo último, la disminución del área se aprecia claramente y ocurre un estrechamiento pronunciado de la barra, conocido como estricción. Si para el cálculo del esfuerzo se emplea el área de la sección transversal en la parte estrecha del cuello ocasionado por la estricción, la curva real esfuerzo-deformación seguirá la línea punteada CE'. La carga total que puede resistir la probeta se ve efectivamente disminuida después de que se alcanza el esfuerzo último (curva DE), pero esta disminución se debe al decremento en área de la probeta y no a una pérdida de la resistencia misma del material. En realidad, el material soporta un aumento de esfuerzo hasta el punto de falla (punto E'). (Huamanchumo y Ricci [11]).

Sin embargo, con fines prácticos la curva esfuerzo-deformación convencional OABCDE, basada en el área transversal original de la muestra y que, por lo tanto, se calcula fácilmente, suministra información satisfactoria para emplearla en el diseño. La ductilidad de un material a tensión puede caracterizarse por su alargamiento total y por la disminución de área en la sección transversal donde ocurre la fractura. (Huamanchumo y Ricci [11]).

La Deformación Ingenieril porcentual o mejor conocido como la Ductilidad se define como se muestra en la ecuación N° 2.5, donde L_0 es la longitud calibrada original y L_f es la distancia entre las marcas de calibración al ocurrir la fractura. (Huamanchumo y Ricci [11]).

$$\text{Deformación Ingenieril } \% = \frac{L_f - L_o}{L_o} \times 100 \quad (8)$$

Ecuación N° 2.8: Deformación Ingenieril porcentual o Ductilidad.
(Huamanchumoy Ricci [11]).

La reducción porcentual de área mide el valor de la estricción que se presenta y se define como sigue:

$$Ra = \frac{A_o - A_f}{A_o} \times 100 (9)$$

Ecuación N° 2.9: Ecuación de estricción. (Huamanchumo y Ricci [11]).

Donde A_o es el área original de la sección transversal y Af es el área final en la sección de la fractura. Los materiales que fallan en tensión a valores relativamente bajos de deformación unitaria se clasifican como materiales frágiles. (Huamanchumo y Ricci [11]).

En este ensayo las propiedades usualmente determinadas son: La resistencia a la cedencia (punto de cedencia), la resistencia a la tensión, la ductilidad (El alargamiento y la reducción de área), el módulo de elasticidad y el tipo de fractura. (Huamanchumo y Ricci [11]).

2.5.3: Ensayo de Impacto Charpy:

Los ensayos dinámicos de choque se realizan generalmente en máquinas denominadas péndulos o martillo pendulares, en las que se verifica el comportamiento de los materiales al ser golpeados por una masa conocida a la que se deja caer desde una altura determinada, realizándose la experiencia en la mayoría de los casos, de dos maneras distintas el método Izod y el método Charpy. En ambos casos la rotura se produce por flexionamiento de la probeta,

la diferencia radica en la posición de la probeta entallada, como se muestra en la figura por lo que se los denomina flexión por choque. (Chávez y González [1]).

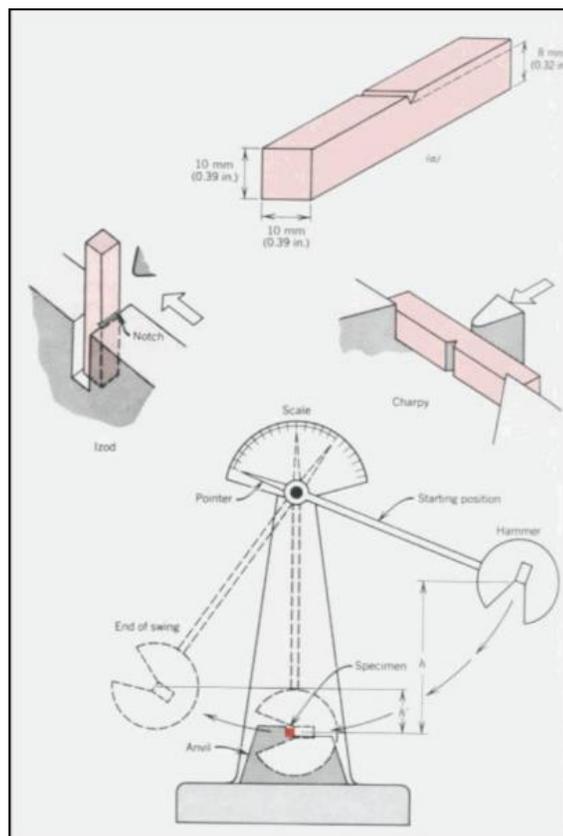


Figura N° 2.9: Péndulo Charpy.(Chávez y González [1]).

El péndulo de Charpy es un dispositivo utilizado en ensayo para determinar la tenacidad de un material. Son ensayos de impacto de una probeta entallada y ensayada a flexión en 3 puntos. El péndulo cae sobre el dorso de la probeta y la parte. La diferencia entre la altura inicial del péndulo (h) y la final tras el impacto (h') permite medir la energía absorbida en el proceso de fracturar la probeta. (Chávez y González [1]).

En estricto rigor se mide la energía absorbida en el área debajo de la curva de carga, desplazamiento que se conoce como resiliencia. La velocidad que adquiere la masa al golpear la probeta queda determinada por la altura del péndulo. Tras la rotura, la masa continúa su camino hasta llegar a una cierta altura, a partir de la cual se determina la energía absorbida. Así se medirá la energía absorbida por ese golpe. (Chávez y González [1]).

Las probetas que fallan en forma frágil se rompen en dos mitades, en cambio aquellas con mayor ductilidad se doblan sin romperse. Este comportamiento es muy dependiente de la temperatura y la composición química, esto obliga a realizar el ensayo con probetas a distinta temperatura, para evaluar la existencia de una "temperatura de transición dúctil-frágil". (Chávez y González [1]).

2.6 Técnicas Metalográficas- Preparación de las muestras.

2.6.1 Selección y extracción:

Hay veces que una vez recibido el material es necesario seccionarlo o cortarlo en una forma determinada. Se trata de lograr superficies planas con la menor deformación posible. En general, los mejores resultados se obtienen con corte por abrasivo húmedo (disco abrasivo: de Al_2O_3 para metales ferrosos y SiC para no ferrosos). En general, materiales blandos se cortan con discos duros y viceversa. Un factor a tener en cuenta es la temperatura generada por rozamiento en el corte, el cual debe realizarse con un líquido lubricante y refrigerante a la vez, (en el caso del disco abrasivo y/o serrucho mecánico o manual), de lo contrario se estaría modificando la estructura original. Si se corta con soplete se debe eliminar la zona afectada por el calor mediante algún método mecánico. (Fuente: Mejías, *at el.* [12]).

En todos los casos, y como ya se ha mencionado, la muestra que se extraiga, debe representar las características del material de origen. En general de deben obtener por lo menos dos cortes: uno longitudinal y otro transversal, para analizar las estructuras y las propiedades en esas dos direcciones (salvo en el caso de materiales directos de colada - fundidos). Es decir, es necesario conocer de antemano el proceso de fabricación y/o tratamientos térmicos del espécimen para determinar las zonas de extracción y los tipos de corte a realizar. Si se realiza un estudio de falla, la muestra debe tomarse lo más cerca posible de la falla o en la iniciación de esta. El método de preparación de muestras metalográficas se encuentra normalizado en la norma ASTM E 3. (Fuente: Mejías, *at el.* [12]).

2.6.2 Preparación Mecánica:

Para eliminar material de la superficie de la muestra, se utilizan abrasivos cada vez con partículas más finas. Esto puede ser en forma manual o con pulidoras mecánicas. (Fuente: Mejías, *at el.* [12]).

2.6.3 Esmerilado grueso:

Su objetivo es eliminar la superficie de la muestra que fue deformada por el proceso anterior y lograr un solo plano de pulido para las etapas posteriores. Se utilizan abrasivos de grano grueso (80 - 320), discos o papeles abrasivos al agua. El agua tiene por objeto refrigerar y barrer de la superficie las partículas de material tanto de la muestra como del abrasivo. Para pasar de un papel a otro se debe obtener una superficie plana, uniforme y las rayas deben estar en una misma dirección. Una vez logrado esto, se gira la muestra 90° y se precede de la misma forma. Luego ya se está en condiciones de pasar al otro papel. Se recomienda en esta etapa cambiar el agua para que no queden partículas en suspensión. (Fuente: Mejías, *at el.* [12]).

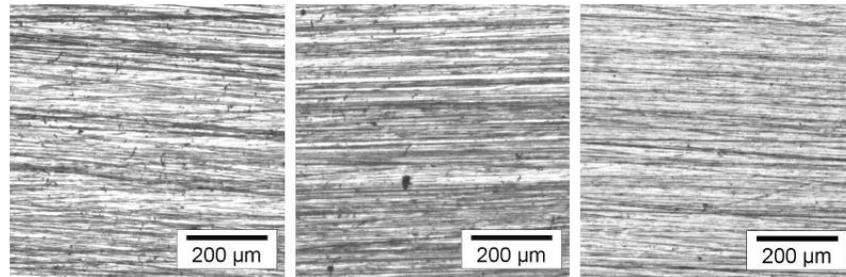


Figura N° 2.10: Fotomicrografías luego de varias etapas de esmerilado grueso.
(Fuente: Mejías, *at el.* [12]).

2.6.4 Esmerilado fino:

Es la etapa final del esmerilado. El procedimiento es igual al anterior con papeles (400 a 1200) o diamante en pasta desde 3 a 0,25 micrones.

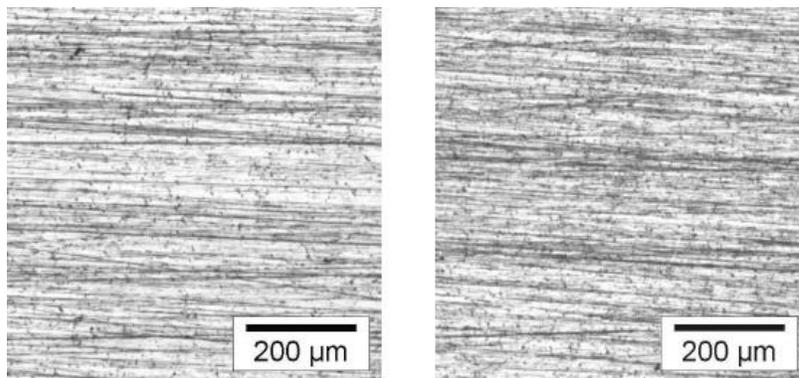


Figura N° 2.11: Fotomicrografías luego de varias etapas de esmerilado fino.
(Fuente: Mejías, *at el.* [12]).

2.6.5 Pulido electrolítico

El mecanismo general está asociado a la disolución anódica, las aristas salientes y las protuberancias de la probeta desbastada que se eliminan por dilución selectiva, mientras que los valles existentes entre las salientes quedan protegidos porque en ellos la velocidad de disolución es mucho menor.

El pulido electrolítico disminuye notablemente las distorsiones superficiales producidas durante el pulido mecánico. Evita la formación de capas distorsionadas en la superficie pulida de la muestra. Es ideal para metales blandos, aleaciones monofásicas y aleaciones que endurecen por deformación. Como desventaja se encuentra la destrucción parcial o total de las inclusiones no metálicas por reacciones químicas con los electrolitos utilizados. También algunos electrolitos actúan sobre los bordes de las micro-fisuras y hacen que las mismas se agranden y a su vez produzcan un redondeo de sus bordes. (Fuente: Mejías, *at el.* [12]).

2.6.6 Ataque químico:

Todo el material distorsionado resultante de los varios pasos de la preparación debe ser completamente removido de la superficie antes de observar la muestra bajo el microscopio. El ataque se realiza sumergiendo la muestra metálica pulida en una solución ácida o básica débil que ataca a la superficie a una velocidad que varía con la orientación cristalina de la misma. Como los cristales de un metal tienen usualmente distintas orientaciones, los cristales adyacentes se disuelven por la solución de ataque a diferentes profundidades, produciendo el efecto de altiplano. Después del ataque las interacciones de los límites de grano atacados en la superficie, quedan marcados por una red de escarpaduras poco profundas. Estas superficies casi verticales no reflejan la luz en las lentes objetivos de un microscopio en la misma forma que las superficies horizontales y formas de los cristales que quedan entre ellos, y como resultado, se observará la posición de los límites de los cristales. Para la determinación del reactivo se tiene en consideración al material y el objetivo buscado por el ataque. Existen las NORMAS ASTM E 304 (macroataque) y E 407 (microataque). (Fuente: Mejías, *at el.* [12]).

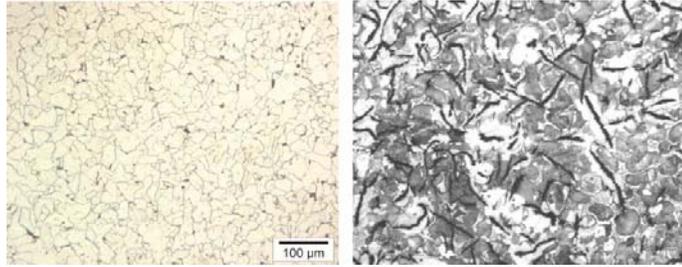


Figura N° 2.12: Develado con ataque químico visto en el Microscopio metalográfico. (Fuente: Mejías, *at el.* [12]).

2.7 ANTECEDENTES

A continuación se presenta una revisión acerca de investigaciones recientes de aceros SAF 2205 y 316L, los cuales sirvieron como marco referencial para el desarrollo del presente trabajo.

Chávez, y González, (2006), evaluaron la influencia del tratamiento térmico de Normalizado sobre el acero dúplex SAF-2205, con la finalidad de obtener la tenacidad de impacto, para establecer comparaciones entre la condición original del material y las condiciones estudiadas. Para la fabricación de las probetas a ensayar se siguieron las normas ASTM A-370 para las probetas de tracción y la E-23 para las probetas de impacto Charpy con entalla en V, en ambos casos las probetas fueron realizadas en tamaño sub-size. Se realizó un tratamiento térmico de Normalizado de 7 minutos a las condiciones de 900, 950 y 1000°C. Al aplicar el tratamiento a 1000°C por 7 minutos el material tiende a recuperar sus propiedades mecánicas originales, el material absorbió la mayor cantidad de energía en las tratadas a 1000°C por 7 minutos. Se realizó un estudio de dureza al material resultando la condición de Normalizado a 900°C por 7 minutos la que presentó mayor dureza; luego se realizó el estudio de la microdureza en ambas fases del material reflejando a la condición tratada a 1000°C por 7 minutos como la óptima.

Huamanchumo y Ricci, (2006), evaluaron las propiedades mecánicas del acero inoxidable Dúplex SAF 2507, al ser sometido a ensayos de tracción con modificaciones del tiempo de permanencia y la variación de la temperatura. Dichas variables arrojaron 21 condiciones con estudio de 2 probetas por cada una, para totalizar 42 ensayos, comenzando por una temperatura de 24 °C, como estado original, luego para 1 hora de permanencia se ensayaron probetas a 100, 200, 400 y 600 °C, y de igual forma se cubrió el mismo rango de temperaturas para tiempos de permanencia de 2, 4, 12 y 24 horas respectivamente. Es importante destacar que los ensayos se realizaron inmediatamente al alcanzar la condición de trabajo, evitando toda posibilidad de enfriamiento que se traduzca en un tratamiento térmico. El comportamiento mecánico del material es caracterizado solo por el ensayo de tracción. A través de la microscopía óptica, se logra exponer el comportamiento del acero para relacionar mediante las fases presentes, sus porcentajes y tamaños de grano los resultados obtenidos en las propiedades mecánicas. Las propiedades mecánicas evaluadas fueron: esfuerzo de fluencia, esfuerzo máximo, esfuerzo de ruptura, porcentaje de reducción de área, porcentaje de elongación y coeficiente de endurecimiento.

HILDERS O. y ZAMBRANO N., (2007), desarrollaron una investigación en la cual realizaron la interpretación fractal del índice de tolerancia al tamaño de grieta y de la tenacidad de fractura en el acero SAF 2205 A partir del modelo analítico de Schwalbe y principios fractales basados en la topografía de superficies fracturadas por tensión, se calcularon el Índice de Tolerancia al Tamaño de Grieta, y la Tenacidad de Fractura K_{IC} , para el acero austenoferrítico SAF 2205 envejecido a 475 °C entre 0 y 120 h. Se encontró que K_{IC} , y la Dimensión Fractal de las superficies de fractura, disminuyen su valor con el aumento del tiempo de envejecimiento, en forma monótona. Aunque el

mecanismo de separación fue el mismo para todas las condiciones experimentales (unión o coalescencia de microcavidades), sin embargo, la irregularidad de la topografía de fractura fue menor para tiempos mayores de tratamiento a 475 °C. Los valores de K_{IC} obtenidos, son similares a los reportados en la literatura.

Sáenz, L., *at el*, (2007) en su estudio de la fragilización del acero inoxidable dúplex SAF 2205 envejecido se presenta el estudio de la fragilización de un acero inoxidable dúplex SAF 2205 sometido a un tratamiento térmico de envejecimiento a una temperatura de 850° C. El tratamiento térmico realizado fue primero de una solubilización del material a una temperatura de 1100°C durante una hora, para luego ser templado en agua a temperatura ambiente. Luego se envejeció el material a una temperatura de 850 °C durante tiempos de permanencia de 48 y 54 minutos y 1, 12 y 24 horas. Se observó que, de las condiciones estudiadas, la de 6 horas presenta los valores más altos de esfuerzos en la microestructura del material y presencia de la fase sigma (σ), luego de realizar una espectroscopía por difracción de energía de rayos X (EDX). La fase σ tiende a endurecer y fragilizar el material por tener un alto contenido de cromo que, según los valores arrojados por el EDX, es de aproximadamente 30% para todas las condiciones. Las superficies de fractura fueron evaluadas por microscopía electrónica de barrido, encontrándose que el material tiene un mecanismo de fractura dúctil, que cambia a fractura frágil luego de realizado el tratamiento térmico de envejecimiento.

Rangel, (2008), se analizó la sustitución del materia de fabricación de las líneas asociadas a la Torre de Absorción C-02 en la instalación 218 de la planta de ácido sulfúrico II en el Complejo Petroquímico Morón Pequiven, ubicada en la Carretera Nacional Morón Coro, en el municipio Juan José Mora, Estado Carabobo. Para el año 2003, en Pequiven se realiza un estudio por parte de la

superintendencia de ingeniería de planta, para analizar el material que pueda sustituir el acero al carbono existente en la instalación 218 específicamente la planta de ácido sulfúrico II en sus líneas de producción instaladas desde 1985, se determina en dicho análisis que el acero más conveniente para esta aplicación es el acero Súper Austenítico UNS 32615, de fabricación sueca y que en la actualidad se utiliza en la mayoría de las plantas de ácido sulfúrico del mundo. De igual forma el estudio contempla determinar la velocidad de corrosión y la vida útil del material bajo condiciones marinas y de gases sulfurosos, ambiente donde se emplea este tipo de aleación. Todo lo anterior contribuye a la modernización de los materiales que debe tener la planta de ácido sulfúrico de Pequiven.

Arruti (2009), estudió influencia de un tratamiento térmico de envejecimiento, sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de un acero inoxidable dúplex SAF 2507. El acero se somete a un tratamiento de solubilización a 1200 °C durante 2 horas para homogeneizar su microestructura y se temple al agua a temperatura ambiente, y a continuación se envejece a 870 °C por tiempos de 2, 4, 6 y 10 minutos. Para la caracterización de las propiedades mecánicas del material se realizan ensayos de tracción uniaxial, impacto Charpy en V y microdureza Vickers. Se observa que la resistencia del acero aumenta ligeramente con el tiempo de envejecimiento, mientras que la ductilidad disminuye considerablemente. Además se determina que la energía absorbida por impacto disminuye drásticamente con el incremento del tiempo de envejecimiento evidenciando la fragilización del material. La evaluación de la microdureza revela que a medida que aumenta el tiempo de envejecimiento la fase ferrita incrementa su microdureza debido a la precipitación de fases secundarias mientras que la microdureza de la fase austenita permanece prácticamente constante. La identificación de las fases presentes en la microestructura del material, se lleva a cabo mediante la técnica de microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido con microanalizador EDX.

Cepeda, (2009), sometieron el acero dúplex SAF 2507 a un tratamiento térmico de envejecimiento a 685 °C, por períodos de tiempo que se extienden hasta los 1680 minutos; con la finalidad de inducir la precipitación de las fases secundarias mencionadas. Por tanto, en este trabajo se han estudiado los cambios producidos en la microestructura y en las propiedades mecánicas del acero inoxidable en cuestión. Para la evaluación del comportamiento mecánico se realizaron ensayos de tracción, impacto Charpy en V y microdureza Vickers; mientras que para la evaluación de la microestructura y el estudio de la superficie de fractura del material, se recurrió el uso de la técnica de microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido. De los resultados obtenidos en los diferentes ensayos mecánicos, se aprecian cambios significativos en las propiedades mecánicas del material como consecuencia de la aplicación del tratamiento térmico de envejecimiento. En el estudio de la resistencia mecánica y de la tenacidad a la fractura del material, se evidenció una notable reducción para las condiciones tratadas isotérmicamente, con respecto a la condición original.

Rivas y Orlina, (2009), esta investigación abordó el estudio de la incidencia de precipitación de fases secundarias en el comportamiento ante el desgaste de un acero inoxidable austenítico AISI 310. Para ello, la estructura, propiedades y comportamiento tribológico de este acero fueron estudiadas después de realizar diferentes tratamientos a muestras extraídas de una barra que había sido desincorporada de un horno de tratamiento de crudo donde estuvo en servicio por 10 años a temperaturas variables entre 427 °C y 760 °C, presentando precipitación de fases secundarias al final de su vida de servicio. Los tratamientos térmicos se realizaron en el rango de temperatura 475-1000 °C e incluyeron una etapa de homogeneización a 1000 °C con enfriamiento posterior en agua, combinados con un recocido de precipitación a 475 °C y 650 °C. Esto generó cuatro condiciones distintas en el material que fue caracterizado mediante espectrometría de masa, ensayos mecánicos de dureza (Brinell,

Rockwell), microdureza (Vickers) y de impacto (Charpy en V) en probetas reducidas; complementándose esto con caracterización microestructural mediante microscopía óptica (MO), electrónica (MEB) y microanálisis puntual por EDX.

Vásquez R., (2009), se realizó en el laboratorio del departamento de corrosión del Instituto de Investigaciones Metalúrgicas, de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo. Se estudió la corrosión en un digestor de cocción continua modificada, que se ubica en la planta de papel de la Corporación Scribe en la ciudad de Morelia, Michoacán y determinaron que la polarización y la velocidad de la corrosión en el acero al carbono expuesto por 60 días al licor es mayor que el acero inoxidable dúplex SAF 2205, además se demostró que el fenómeno corrosivo en ambos materiales es por picadura desde la superficie al centro del material así como también determinaron que la no hay una variación de la dureza en las fases del acero inoxidable por micro dureza Vickers.

Villalobos, D. *et al*, (2010), Estudiaron los Efecto de los ciclos térmicos sobre la ZAT de una soldadura multipasos de un acero inoxidable superdúplex SAF 2507 Los ciclos térmicos de una soldadura multipasos que experimenta un acero inoxidable superdúplex SAF 2507, pueden promover la precipitación de fases secundarias reduciendo significativamente las propiedades mecánicas y la resistencia a la corrosión. Debido a su aplicación en la industria petroquímica, el estudio de las aleaciones superdúplex es de suma importancia para predecir su comportamiento en servicio cuando están involucrados procesos de soldadura por arco eléctrico. En este trabajo, se estudia el cambio microestructural de la zona afectada térmicamente correspondiente al primer cordón depositado de una unión multipasos de acero inoxidable superdúplex SAF 2507 mediante el proceso GTAW y bajo tres temperaturas de interpasos. Los resultados muestran que la temperatura de interpasos tiene una influencia

sobre la precipitación de fase sigma en la zona afectada térmicamente del primer cordón depositado.

Mejías, *et al*, (2010), Desarrollaron su investigación donde la meta fue determinar el efecto del tratamiento térmico de envejecimiento sobre las propiedades mecánicas y la microestructura de un acero inoxidable Dúplex SAF 2507. El tratamiento fue realizado en dos fases: solubilización del material, que consistió en someter probetas para ensayos de tracción y Charpy en V durante una hora y media de permanencia en el horno a 1100°C, para luego templarlas en agua y, un proceso de envejecimiento, en la cual el material permaneció en el horno a 900°C durante 0,1; 0,2; 0,3; y 0,4h. El comportamiento mecánico del material se estudió mediante ensayos de tracción, impacto y microdureza Vickers; el estudio de la microestructura y de las superficies de fractura del material fue llevado a cabo por medio de las técnicas de Microscopia Óptica, Microscopia Electrónica de Barrido (MEB) y análisis por espectroscopía de dispersión de energía de rayos X (EDX). El material después de haber sido sometido al tratamiento térmico de envejecimiento se endurece, su resistencia a la tracción aumenta y presenta una disminución en la ductilidad. Las fases secundarias y fueron observadas, e identificadas por su composición química a través del análisis mediante EDX. La principal fase que se forma después del envejecimiento a 900°C, es la fase. Se observó que el envejecimiento a 900 °C promueve la formación de la fase en tiempos tan cortos de envejecimiento como 0,1 h.

Lázaro, (2010), Se investigó la resistencia a la corrosión en ácido clorhídrico a 15% por 6 horas a temperatura ambiente de juntas soldadas de acero Dúplex SAF 2205 por medio de ensayo de tracción y su estudio microestructural por medio de microscopia óptica, la cual mostro los resultados

de los esfuerzos max. y de rotura, límite de fluencia bajo las condiciones corrosivas estudiadas

Medina, (2012), investigo la utilización de armaduras de acero inoxidable en estructuras de hormigón con objeto de aumentar la durabilidad debido a su buen comportamiento frente a la corrosión en ambientes agresivos, especialmente en atmósferas marinas con elevado contenido de cloruros. El elevado coste del níquel provocado por la fluctuación de su valor de mercado ha motivado la fabricación de nuevos aceros inoxidables con bajo contenido en dicha aleación. En este trabajo se ha evaluado la resistencia a la corrosión por cloruros de un nuevo acero inoxidable dúplex de bajo contenido en níquel, el AISI 2001. Se han utilizado técnicas electroquímicas, monitorizando el potencial de corrosión y la resistencia de polarización (LPR) mediante técnicas de corriente continua y medidas de corriente alterna mediante espectroscopía de impedancia electroquímica (EIS). Los ensayos muestran un excelente comportamiento en presencia de elevados contenidos de cloruro del nuevo acero dúplex. Se caracterizó la composición de la capa pasiva del acero inoxidable mediante XPS.

Olaseinde, *at el*, (2012), se investigó el comportamiento electroquímico de 2101 inoxidable dúplex acero con una adición de 0,15% en peso de rutenio, utilizando técnicas potenciodinámico de 1M H_2SO_4 en 25°, 40°, 60° y 80°C, las microestructuras de las muestras se caracterizaron usando metalografía óptica y microscopía electrónica de barrido.

Amado, R. (2012), en su trabajo de investigación para la evaluación de una alternativa metalúrgica para el reemplazo de rehervidores de la sección de desorción de CO_2 y H_2S sistema de endulzamiento de gas - planta LGN II Complejo Petroquímico Ana María Campos Maracaibo, Estado Zulia, Venezuela. Los haces tubulares de acero al carbono ASTM A179 de los rehervidores de la

sección de regeneración de amina del sistema de endulzamiento de gas de la Planta LGN II, exhiben una morfología de falla por corrosión localizada a bajo pH, con una estadística de ruptura de aproximadamente cada dos meses, a partir de la primera falla observada posterior a su periodo de instalación. Para comprender y documentar el fenómeno fue necesario analizar la causa raíz y el mecanismo de falla que impera en el sistema, además de las limitaciones que implica el uso de tratamientos químicos y evaluar el empleo de nuevas aleaciones en la fabricación de los haces tubulares. El objetivo principal consistió en evaluar diferentes aceros inoxidable para la desorción de CO₂ y H₂S del sistema de endulzamiento de gas como lo fueron Inoxidable 304 y Dúplex SAF 2205, a través de la selección de materiales y pruebas en operación; mediante técnicas electroquímicas aplicadas, microscopia electrónica de barrido, espectroscopia de dispersión de energía de Rayos X y difracción de Rayos X. Determinándose el óptimo desempeño del acero inoxidable dúplex SAF 2205 UNS S32205 ASTM A789 bajo las condiciones electroquímicas presentes, recomendando su empleo para la fabricación de los haces tubulares de los rehervidores de regeneración del sistema de endulzamiento, garantizando pasivación de la interfase metal-solución a través de la estabilidad de los óxidos de cromo formados; alcanzando una elevada relación costo-beneficio, evitando altos contenidos de níquel en la aleación o aleaciones base níquel, mitigando pérdidas netas de 178000 \$/día por producción de etano no realizada.

Gily Aponte, (2013), evaluaron la influencia del tratamiento térmico en la resistencia a la corrosión del acero inoxidable superdúplex SAF 2507. Para ello se empleó un diseño experimental factorial 3², en el que los parámetros evaluados fueron la temperatura de tratamiento térmico y el tiempo de tratamiento. Se realizó la caracterización microestructural por microscopia óptica acoplada con análisis de imagen y se evaluó la corrosión a través de la técnica de curvas de polarización cíclica potenciodinámica. La significancia de los resultados se evaluó por análisis de varianza (ANOVA) y la optimización de los

parámetros se hizo mediante el análisis de superficies de respuesta. Los resultados indican que en el rango de trabajo seleccionado, cuando se incrementa la temperatura y el tiempo de exposición, el material experimenta un incremento en el porcentaje de formación de fase sigma y un aumento de la densidad de corriente de corrosión, indicando que el material es más susceptible a la corrosión.

CAPÍTULO 3

METODOLOGÍA

A continuación se presenta de manera detallada la metodología con la cual se desarrolló este trabajo de investigación, se especifica mediante fases las actividades que se realizaron, la evaluación de la susceptibilidad al agrietamiento por exposición a ácido sulfúrico en aceros Inoxidables 316L y dúplex SAF 2205 por medio de ensayos destructivos y microscopia electrónica de barrido.

3.1 METODOLOGÍA PROPUESTA

A continuación se describe la metodología seguida con la cual se llevó a cabo la investigación, siguiendo los objetivos específicos propuestos anteriormente:

3.1.1 Tipo de Investigación

La presente investigación fue del tipo descriptiva – explicativa, debido a que en ella se llevó a cabo la evaluación de la susceptibilidad al agrietamiento

por exposición a ácido sulfúrico en aceros inoxidables 316L y dúplex por medio de ensayos destructivos y microscopía electrónica de barrido, mediante la cuantificación de las propiedades mecánicas, la observación de la microestructura y de las superficies de fractura del material, y se identificaron las relaciones existentes entre los cambios microestructurales del acero y la variación de sus propiedades mecánicas para las diferentes condiciones de corrosión expuestas, además se determinó la velocidad de corrosión y concluyó al final cuál de los dos aceros estudiados tiene un comportamiento mejor a las condiciones de trabajo de la planta de trituración de acumuladores de la empresa Fundición del Centro C.A.

3.1.2 Método de Investigación.

En el desarrollo de la investigación se hizo uso de los métodos de análisis y síntesis, de observación y del método deductivo.

3.1.3 Procedimiento Experimental.

Esta investigación se ejecutó según la siguiente descripción:

- Se utilizaron láminas de ¼ de pulgada de espesor de acero inoxidable 316L y dúplex SAF 2205. En el caso del acero inoxidable 316L fue suministrado por la empresa Fundición del Centro C.A. y en el caso del acero inoxidable 316L se consiguió por la colaboración de la empresa TRIMECA.
- Una vez se obtuvo el material para la fabricación de las probetas, como actividad inicial se procedió a analizar la composición química de los aceros inoxidables en estudio, analizando principalmente el porcentaje de Carbono, Cromo, Níquel y Molibdeno.

Dicho ensayo químico se desarrolló en la sede de la facultad de Ing. Metalúrgica de la Universidad Central de Venezuela en el Laboratorio de materiales, la técnica utilizada fue Identificación Positiva de Materiales y el equipo es el X-Met3000TX.

Para iniciar el ensayo se procedió al montaje de las muestras en una prensa y a calibrar el equipo con el patrón de los aceros respectivos, Dúplex SAF 2205 y 316L las fotografías del procedimiento de calibración, montaje de las muestras y resultados se muestran a continuación en las Figuras N° 3.1, 3.2 y 3.3:

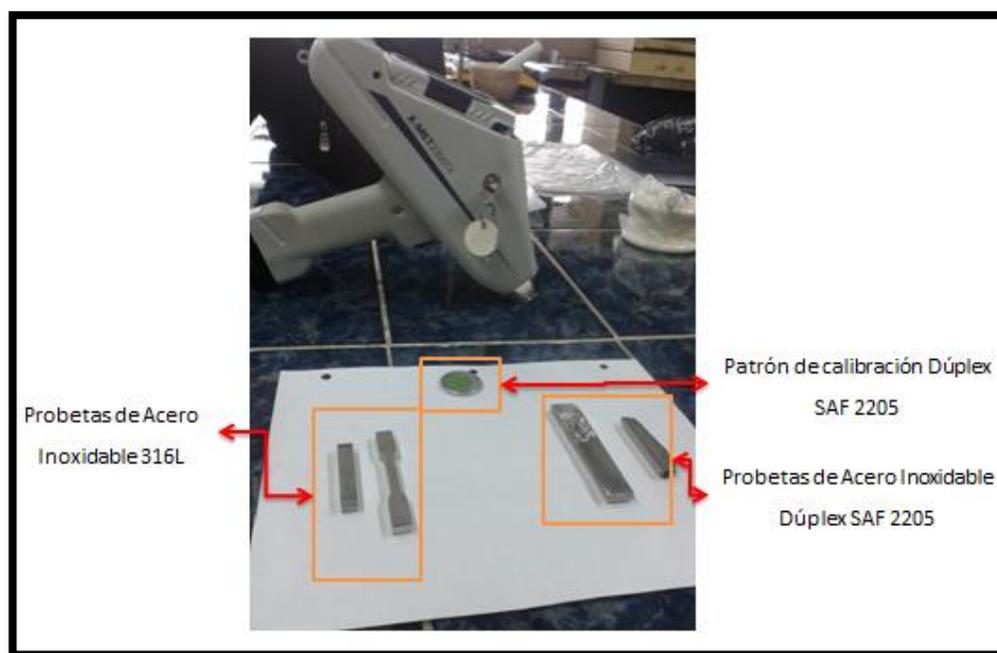


Figura N° 3.1: Muestras a analizar por PMI y el Equipo de PMI X-Met3000TX.

(Fuente el Autor).



Figura N° 3.2: Análisis por PMI con el Equipo de PMI X-Met3000TX a muestras acero 316L. (Fuente el Autor).



Figura N° 3.3: Montaje de muestras para ensayo de PMI con el Equipo de PMI X-Met3000TX a muestras acero 316L. (Fuente el Autor).

46 Susceptibilidad al agrietamiento por exposición a H₂SO₄ en aceros inoxidables

- Se realizó un análisis macrográfico (macrografía) con la cual se determinó la orientación de la laminación en ambos aceros con la finalidad de saber la orientación a la cual deben ser cortadas las probetas para cada uno de los ensayos mecánicos a realizar, esta actividad esta normada por la ASTM E3-11.
- Una vez con el material disponible y ya analizada sus químicas y orientación de laminación se planteó el análisis por medio de 3 ensayos destructivos: Tracción, Impactó (Charpy en V) y Microdureza Vickers.
- Se procedió a fabricar por medio del mecanizado las 24 probetas correspondientes al ensayo de tracción para cada acero, las 40 probetas para el ensayo Charpy y así también las 8 probetas para el ensayo de Microdureza Vickers.
- Con los ensayos de tracción se obtuvieron los valores de los esfuerzos de fluencia, esfuerzos máximos y de rotura para cada uno de los aceros estudiados así como también se compararon dichos valores para cada una de las condiciones planteadas. Las dimensiones de las probetas de tracción son tomadas de la norma ASTM-A370 para un sub-size ya que por condiciones de disponibilidad de material se seleccionó la probeta con menor tamaño, dicha geometría se muestra en la figura N° 3.4.

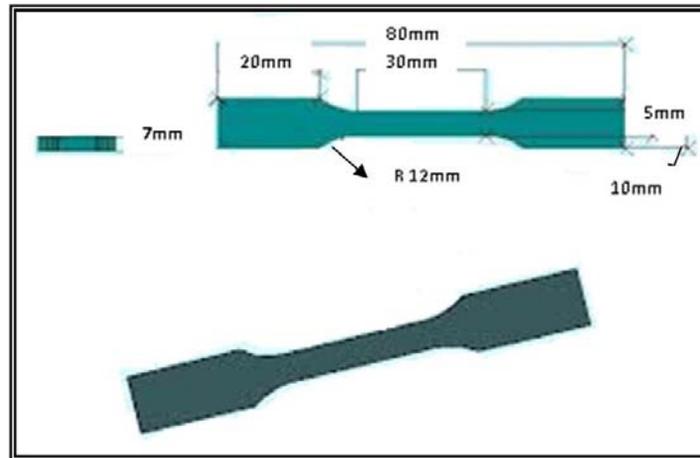


Figura N° 3.4: Dimensiones de la probeta de tracción en milímetros.
(Fuente el Autor).

- En el caso de las probetas para el ensayo de impacto por Charpy en V, con dicho ensayo se compararon los resultados de las diferentes condiciones para así evaluar la energía absorbida por impacto de ambos aceros, sus dimensiones están determinadas por la norma ASTM E23 y se representa en la siguiente figura:

Donde $L=50\text{mm}$, $C= 10\text{mm}$, $R=5\text{mm}$, $h=2\text{mm}$, $\alpha=45^\circ \pm 1^\circ$

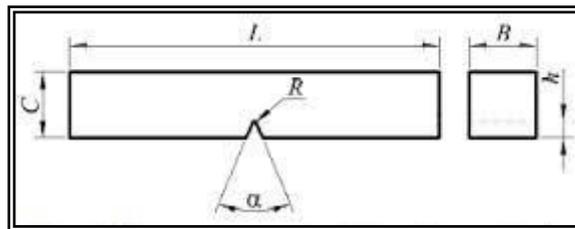


Figura N° 3.5: Dimensiones de las probetas para el ensayo charpy, norma ASTM E-23. (Fuente el Autor).

- La morfología de las probetas a someter al ensayo de Macro-dureza R_B y Micro-dureza Vickers se desarrollaron secciones paralelepípedas de 10mm. x 10mm. x 7mm. de espesor en función del material original.
- En cuanto al método de corte de dichas probetas se realizó con procesos de corte en frío por Corte con Chorro de Agua en el taller GUADANINI C.A., y la finalidad de la utilización de este método es no afectar ni transformar la microestructura de la zona adyacentes al corte por el calor generado en procesos de corte en caliente como el plasma entre otros.
- Se desarrollaron 4 casos sumado a la condición inicial del material y la condición sensibilizada la cual dio los valores de referencia y punto de partida de las 4 condiciones experimentales.

3.1.4 Fase de montaje de los casos con el H_2SO_4 .

Se desarrollaron 4 casos sumado a la condición inicial del material y la condición sensibilizada la cual dará los valores de referencia y punto de partida de las 4 condiciones experimentales.

Dichas condiciones experimentales fueron: dos concentraciones de ácido sulfúrico expuestas a dos temperaturas diferentes, por lo tanto se generó una matriz de ensayos de 3x2 con una Temperatura N°1 (Temp1) – Concentración N°1 (Conc1), Temperatura N°2 (Temp2) – Concentración N°1 (Conc1), Temperatura N°1 (Temp1) – Concentración N°2 (Conc2), Temperatura N°2 (Temp2) – Concentración N°2 (Conc2), Temperatura N°1 (Temp1) – Concentración N°3 (Conc3), Temperatura N°2 (Temp2) – Concentración N°3 (Conc3), sumado entonces a la condición inicial y la condición sensibilizada que

no estarán expuestas ni a acido. Entonces según lo antes plantado se tiene la siguiente la tabla N° 3.1de casos evaluados:

Tabla N° 3.1: Casos y condiciones evaluados. (Fuente el Autor).

Condiciones básicas	Temp.	Conc.1 10%H ₂ SO ₄	Conc. 2 20%H ₂ SO ₄	Conc. 3 30%H ₂ SO ₄
	Conc.			
Condición Original	Temperatura 1 27°C	1era condición	2da condición	3era condición
Condición Sensibilizada	Temperatura 2 40°C	4ta condición	5ta condición	6ta condición

Para cada una de las condiciones analizadas se fabricaron de:

- Probetas de tracción: 3 réplicas, según la Norma ASTM A-370.
- Probetas de impacto Charpy: 5 réplicas, según la Norma ASTM E-23.
- Probetas de para ensayo de microdureza Vickers: 1 Replica (10 penetraciones por muestra), Según la Norma ASTM E-384 .

Por lo tanto según la matriz de ensayos mostrada en la tabla N° 3.1 se tienen en total 24 probetas de tracción, 40 probetas de impacto Charpy y 9 probetas para ensayo de Dureza.

- Una vez se cortaron las probetas se sometieron al proceso de sensibilización establecido en la norma ASTM A-262 la cual establece que se realizó un tratamiento térmico de sensibilización por una hora a 675°C, para esto se contó con la mufla de la empresa FRETORMA en Tinaquillo, Estado Cojedes la cual se utilizó, cabe destacar que las

probetas a someter a tracción, impacto y dureza de la condición inicial no se sometieron al proceso de sensibilización ya que su función es comparar valores de los ensayos con los valores originales del material.

Para este proceso de sensibilización se contó con la mufla de tratamientos térmicos de la empresa FRETORMA C.A. en Tinaquillo, Estado Cojedes, la cual se muestra en la figura N° 3.6:



Figura 3.6: Mufla eléctrica del taller Fretorma usada para el proceso de Sencibilizacion. (Fuente: el Autor).

- Se procedió después a pesar por primera vez las probetas con la finalidad de registrar el valor de peso de las mismas para el estudio de la velocidad de corrosión por pérdida de peso.

Se procedió al pesado inicial de las muestras con la finalidad de determinar la velocidad de corrosión, dicho ensayo se realizó en el laboratorio de Calidad de la empresa Fundición del Centro con una balanza eléctrica marca OHAUS modelo Scout Pro la cual se muestra en la figura N° 3.7:



Figura 3.7: Balanza electrónica usada en el Laboratorio para la toma del peso.

(Fuente: el Autor)

- Paso siguiente fue someter todas las probetas por grupos en función de la condición a estudiar a las diferentes concentraciones de ácido expuestas y diferentes temperaturas expuestas en el laboratorio de Calidad de Fundición del Centro C.A. en la cual se contó con el ácido, la

campana y equipos para realizar el ensayo, garantizando la agitación y cubrir de ácido las probetas.

Dicho experimento se inició con la preparación del ácido para las diferentes concentraciones, procedimiento que se muestra en la Figura N° 3.8:



Figura 3.8: Preparación del H_2SO_4 en sus diferentes concentraciones en la campana de Fundición del Centro C.A. (Fuente: el Autor).

Las cantidades de H_2SO_4 en función de las concentraciones que se utilizaron se expresan en la tabla N° 4.10, y el H_2SO_4 fue de una concentración dentro del rango 95%-97% la botella se muestra en la Figura N° 3.9:

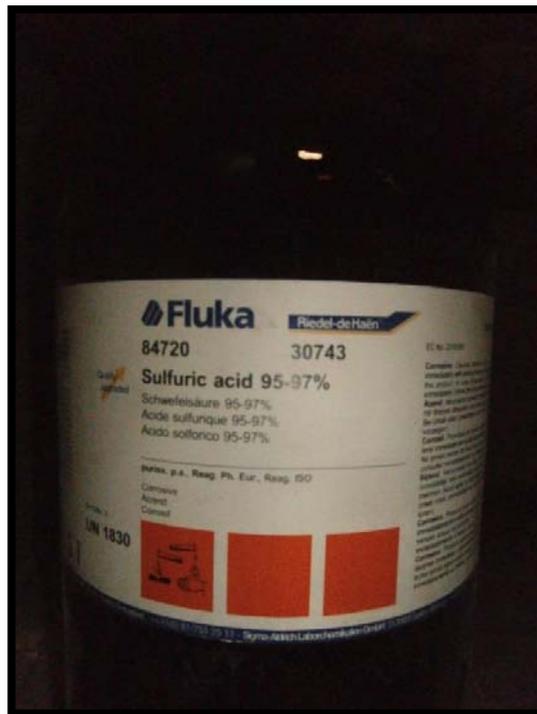


Figura 3.9: Envase de H_2SO_4 perteneciente a la empresa Fundición del Centro C.A con el cual se trabajó en esta investigación. (Fuente: el Autor).

- Una vez culminado el proceso de corrosión extrema a las probetas con el cual se evaluó la susceptibilidad a la corrosión por estar en contacto con ácido sulfúrico en las condiciones antes establecidas se pesaron para registrar el segundo valor de peso y según la norma ASTM G1 se procedió al cálculo de la velocidad de corrosión por pérdida de peso.

3.1.5 Fase de ensayos mecánicos y conclusiones.

- Luego se sometieron las probetas a sus ensayos respectivos de tracción, impacto y dureza.

Para el desarrollo del ensayo de tracción se utilizó la máquina de ensayos universales GALDABINI la cual tiene la capacidad de ensayar para el caso de probetas planas de 50cm de longitud y 60N/seg. Según información suministrada por el técnico del laboratorio del departamento de materiales de la facultad de Ingeniería mecánica de la Universidad de Carabobo, dicho equipo se muestra a continuación en la Figura N° 3.10:



Figura: 3.10: Equipó de Ensayos Universales del Departamento de Materiales de la UC. GALDABINI. (Fuente: el Autor).

Para la preparación metalográfica se utilizaron los siguientes equipos:

- Cortadora metalográfica marca BUEHLER modelo SAMPLMET. (Figura N° 3.11).
- Mesa de lijado para desbaste BUEHLER. (figura N° 3.12).

- Pulidora metalográfica marca BUEHLER, modelo ECOMET II (figura N° 3.13).
- Limpiador ultrasónico para muestras metalográficas marca Cole-Parmer. (figura N° 3.14).
- Microscopio óptico marca Unión modelo Versamet-2 (figura N° 3.15).



Figura N° 3.11: Cortadora Metalográfica. (Fuente: el Autor).



Figura N° 3.12: Mesa de desbaste marca BUEHLER. (Fuente: el Autor).



Figura N° 3.13: Mesa de desbaste marca BUEHLER. (Fuente: el Autor).



Figura N° 3.14: Limpiador ultrasónico para muestras Metalográficas marca Cole-Parmer. (Fuente: el Autor).

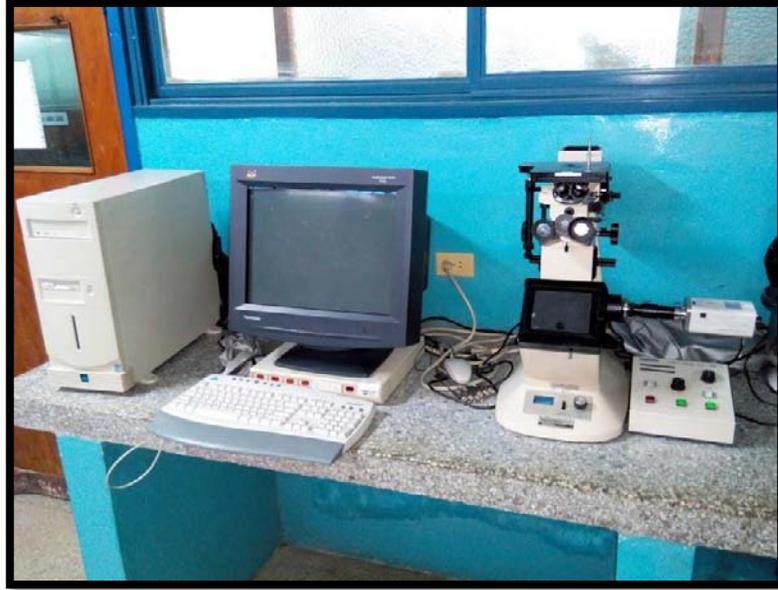


Figura N° 3.15: Microscopio óptico marca Unión modelo Versamet-2. (Fuente: el Autor).

- Cabe destacar que las probetas de tracción una vez ensayadas se analizó la susceptibilidad de fractura por mediante la observación de la superficie de fractura con ensayo de la lupa estereoscópica y Microscopia Electrónica de Barrido.

Para el ensayo de microscopia electrónica de Barrido fue realizado en el laboratorio de Microscopia en la Universidad Simón Bolívar, se utilizó el equipo JEOL JSM-6390 con el cual se analizó la microestructura, el tipo de fractura por análisis fractográfico y el análisis químico puntual (EDX), el equipo utilizado es el mostrado en la figura N° 3.16:



Figura N° 3.16: Microscopio Electrónico de Barrido marca JEOL modelo JSM-6390. (Fuente: el Autor).

Para el ensayo de Macro - Dureza fue realizado en el laboratorio de Materiales de la Escuela de Ingeniería Mecánica de la Universidad de Carabobo con la utilización del equipo marca BUEHLER el cual se muestra en la figura N° 3.17:

Y en cuanto al ensayo de Micro – Dureza Vickers fue realizado en el laboratorio de materiales de la Escuela de Ingeniería Mecánica de la Universidad de Carabobo con la utilización del equipo marca BUEHLER el cual se muestra en la figura N° 3.18



Figura N° 3.17: Equipo de dureza ROCKWELL B marca BUEHLER del laboratorio de materiales de la Escuela de Ingeniería Mecánica de la UC.

(Fuente: el Autor).

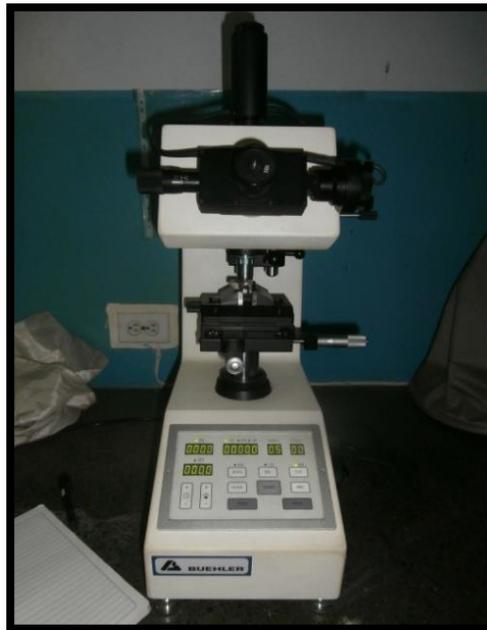


Figura N° 3.18: Equipo de Micro - Dureza Vickers marca BUEHLER sin modelo, del laboratorio de Materiales de la Escuela de Ingeniería Mecánica de la UC.

(Fuente: el Autor).

CAPÍTULO 4

Resultados

A continuación se presenta de manera detallada los resultados obtenidos de la presente investigación, basado en la metodología propuesta en el capítulo N° 3.

4.1 FASE I: Selección de material para fabricación de muestras.

Esta investigación se ejecutó según la siguiente descripción:

Se utilizaron láminas de 7mm. de espesor por 50mm. de ancho, de acero inoxidable 316L de las cuales se obtuvieron las probetas para los diferentes ensayos. Se muestra la lámina del material en la fotografía N° 4.1:

Susceptibilidad al agrietamiento por exposición a H_2SO_4 en aceros inoxidables 61



Figura N° 4.1: Lámina de acero inoxidable 316L suministrada por la empresa Fundición del Centro C.A. (Fuente el Autor).

Fundición del Centro C.A. suministró la ficha técnica de dicho material la que se muestra en la figura N° 4.2:

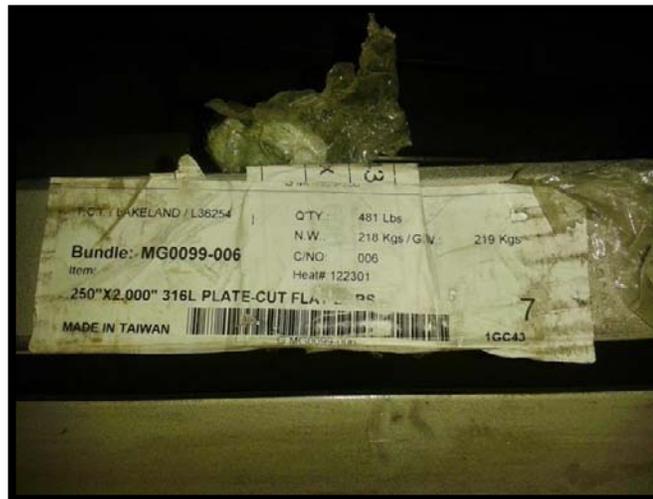


Figura N° 4.2: Ficha técnica de la lámina de acero inoxidable. (Fuente el Autor).

El material acero inoxidable dúplex SAF 2205 se obtuvo por la colaboración de la empresa TRIMECA, los retazos de láminas son recortes de la fabricación de tanques a presión para la industria petrolera y petroquímica los mismos se muestran en la figura N° 4.3:



Figura N° 4.3: Secciones de lámina de acero inoxidable dúplex SAF 2205 suministrada por la empresa TRIMECA. (Fuente el Autor).

A consecuencia que la empresa TRIMECA no lleva un control de los recortes de acero dúplex SAF 2205 que almacena fue necesario determinar por medio de análisis químico la química de dicho acero para así garantizar que el mismo cumpliera con las especificaciones que este trabajo requería.

4.2. FASE II: Comprobación de química de aceros por PMI.

Se tomaron muestras de las dos porciones de lámina suministradas por TRIMECA así como también se comprobó la química del acero inoxidable 316L suministrado por Fundición del Centro C.A., la composición química se muestra en la tabla N° 4.1:

Tabla N° 4.1: Composición química del acero inoxidable dúplex SAF 2205 por Identificación positiva de materiales (PMI) y la composición química de fabricante. (Fuente el Autor).

Elemento químico	% PMI	Química SAF 2205 Sandvik %
Ti	0,15	--
V	0,14	--
Cr	22,5	≤ 22
Mn	2,08	≤ 2
Fe	65,17	--
Co	1,18	--
Ni	6,97	≤ 5
Cu	0,3	--
W	0,14	--
Nb	0,05	--
Mo	2,77	3,2
C	--	≤ 0,030
N	--	0,18

En la figura N° 4.4 se muestran los resultados del ensayo de la identificación positiva de materiales (PMI) en la cual el equipo indica que la composición química analizada de esta muestra corresponde a un acero dúplex SAF 2205 así como también se muestran elementos adicionales analizados ya que este equipo analiza 11 elementos, los cuales se muestran en la Tabla N° 4.1, los valores reflejados en esta tabla están dentro del rango de los % de elementos según el fabricante Sandvik (química que se refleja en el marco

teórico figura N° 2.4), lo cual corrobora que está aleación corresponde a acero inoxidable dúplex SAF 2205 seleccionada para la investigación.

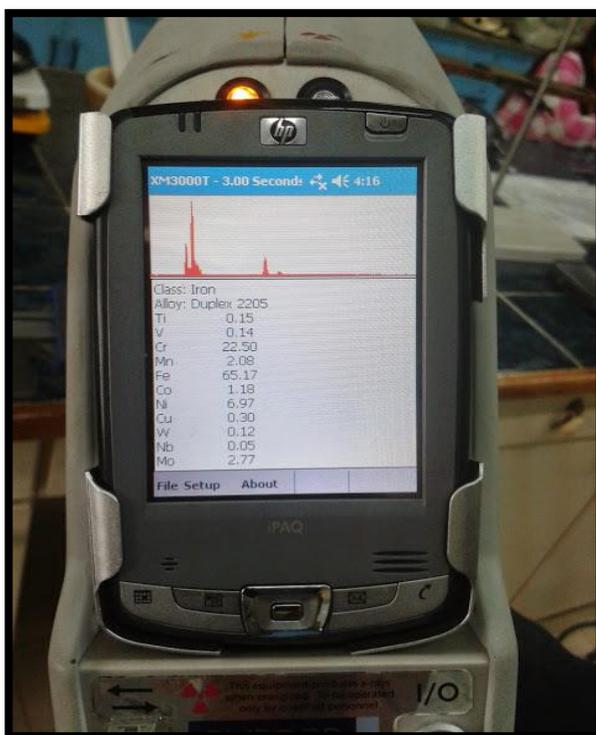


Figura N° 4.4: Resultado de análisis químico del acero inoxidable dúplex SAF 2205 suministrado por la empresa TRIMECA. (Fuente el Autor).

Los elementos mostrados en la figura N° 4.4 como el Titanio, Niobio y Wolframio son considerados impurezas o errores presentes en el ensayo por lo que son descartados.

Tabla N° 4.2: Composición química del acero inoxidable 316L por identificación positiva de materiales (PMI) y la composición química del fabricante. (Fuente el Autor).

Elemento químico	% PMI	Química 316L Sandvik %
Ti	0,22	--
V	0,11	--
Cr	17,14	16,0-18,0
Mn	1,29	2,0
Fe	67,95	--
Co	1,08	--
Ni	11,43	10,0-14,0
Cu	0,10	--
W	0,02	--
Nb	0,01	--
Mo	1,91	2,0-3,0
C	--	≤ 0,03
N	--	≤ 0,1

En la figura N° 4.5 se muestran los resultados del ensayo de la identificación positiva de materiales (PMI) en la cual el equipo indica que la química analizada para la segunda muestra corresponde a un acero inoxidable 316 así como también se muestran elementos adicionales analizados ya que este equipo analiza 11 elementos, los cuales se muestran en la Tabla N° 4.2, estos datos reflejados concuerdan con la química del fabricante mostrado en el marco teórico figura N° 2.2, página N° 9, por ende la aleación del acero analizado por PMI en la figura N° 4.5 corresponde al propuesto en esta investigación 316L. Para el caso de los elementos como el Titanio, Niobio y Wolframio son considerados impurezas o errores presentes en el ensayo por lo que son descartados.

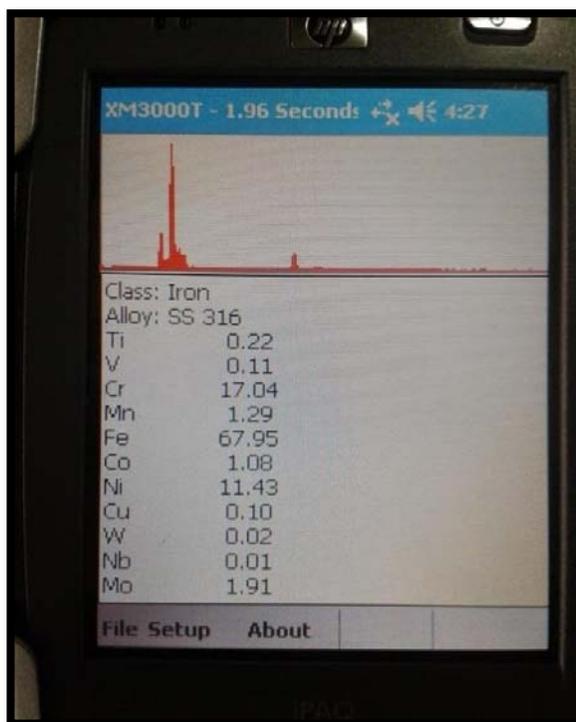


Figura N° 4.5: Resultado de análisis químico del acero inoxidable dúplex austenítico suministrado por la empresa TRIMECA. (Fuente el Autor).

4.3: FASE III: Determinación de Sentido de Laminación.

Luego de certificada la composición química de los materiales se realizó un análisis macrográfico (macrografía) con la cual se determinó la orientación de la laminación en ambos aceros con la finalidad de saber orientación a la cual deben ser cortadas las probetas para cada uno de los ensayos mecánicos a realizar, esta actividad esta normada por la ASTM E3-11.

Para el ensayo micrográfico se tomó como patrón según el estudio de los Srs. Hilders y Zambrano [13], en su trabajo titulado "Interpretación fractal del

índice de tolerancia al tamaño de grieta y de la tenacidad de fractura en el acero SAF 2205” y se muestra a continuación en la figura N° 4.9:

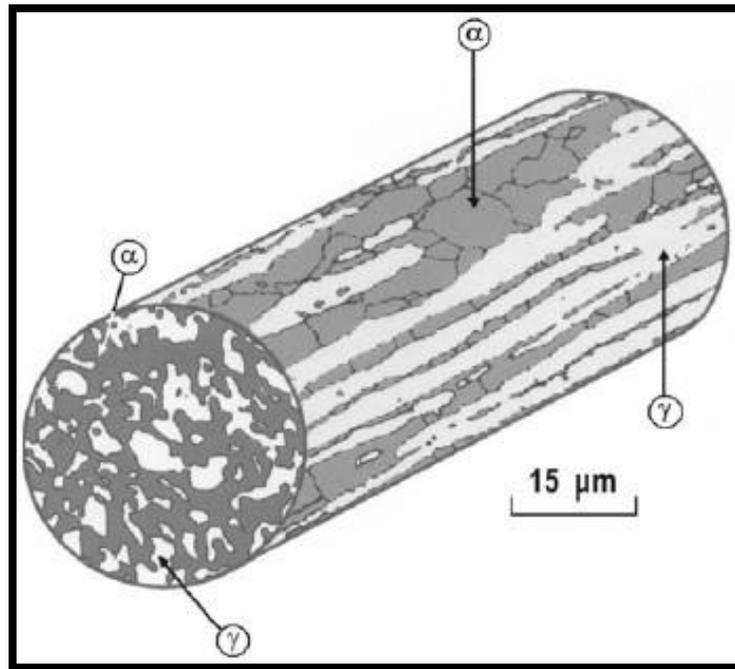


Figura 4.6: Microestructura dúplex del acero SAF 2205 (Microscopía óptica). La sección transversal muestra dominios equiaxiales de ferrita (fase α oscura) y de austenita (fase γ clara). La sección longitudinal muestra dominios alargados de las mismas fases (Fuente: Hilders y Zambrano, [13]).

Se procedió a la preparación metalográfica para determinar las líneas de laminación en el caso del acero dúplex SAF 2205 y se obtuvieron los resultados mostrados en las figuras N° 4.7 en la cual se muestra en corte transversal de la muestra y en la N° 4.8 se muestra el corte longitudinal a la muestra:

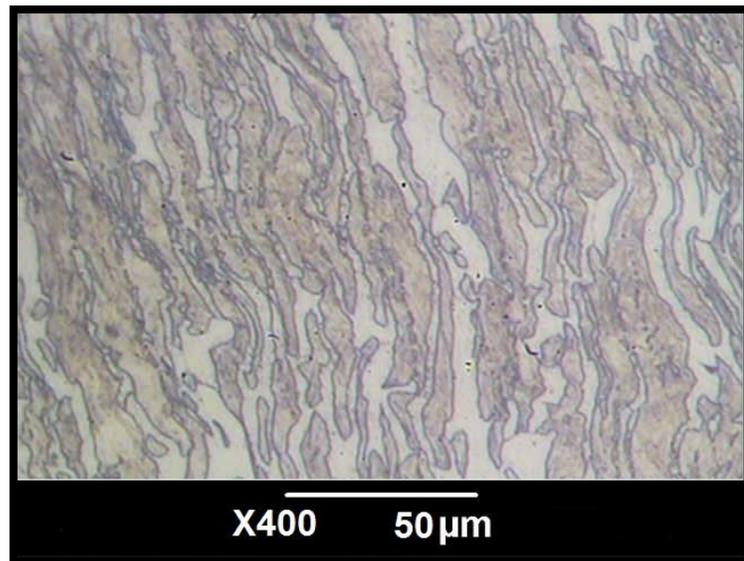


Figura 4.7: Microestructura dúplex SAF 2205 en el corte transversal. (Fuente: el Autor).

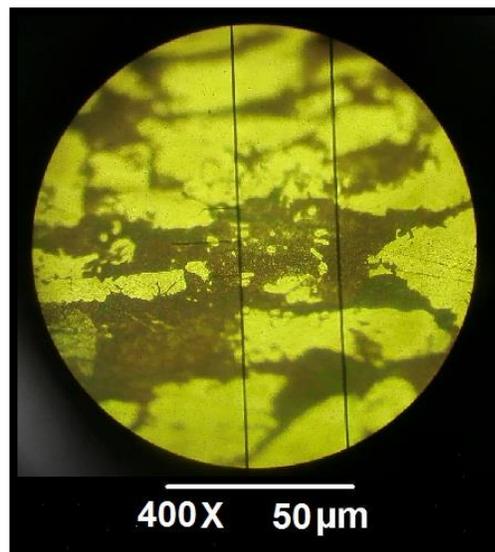


Figura 4.8: Microestructura dúplex SAF 2205 en el corte longitudinal. (Fuente: el Autor).

Se evidencia según el registro fotográfico de las microestructuras presentes y comparando con el trabajo desarrollado con Hilders y Zambrano [13], que la estructura presente en el corte transversal de la figura N° 4.6

concuenda con la figura N° 4.7 y para el corte longitudinal de la figura N° 4.6 concuerda con la figura N° 4.8 con la cual se determinó el sentido de laminación de las secciones de acero suministradas por TRIMECA el cual se señala en la siguiente figura N° 4.9:



Figura 4.9: Sección de acero dúplex SAF 2205 en la cual se indica sentido de laminación. (Fuente: el Autor).

4.4: FASE IV: Fabricación de Probetas.

Una vez con el material disponible y ya analizada sus químicas y orientación de laminación se realizaron como se mencionó en la metodología de esta investigación el análisis por medio de 3 ensayos destructivos: Tracción, Impactó (Charpy en V) y Dureza. Se procedió a fabricar por medio del mecanizado las 24 probetas correspondientes al ensayo de tracción para cada acero, las 40 probetas para el ensayo Charpy y así también las 16 probetas

para el ensayo de dureza a la cual se le realizaron 5 indentaciones por condición.

Dicho proceso de fabricación se realizó con la empresa VENEZOLANA DE CORTE Y PERFORADO, C.A, a la cual se le solicitó el arreglo de la cantidad de piezas a utilizar en la investigación y se les entrego el diseño de las probetas y el material a cortar. El método de corte fue por chorro de agua, sin embargo para las probetas de Impacto la entalla fue fabricada por Electroerosión. Los planos que diseñaron en el programa SolidWork se muestran a continuación en las imágenes N° 4.10:

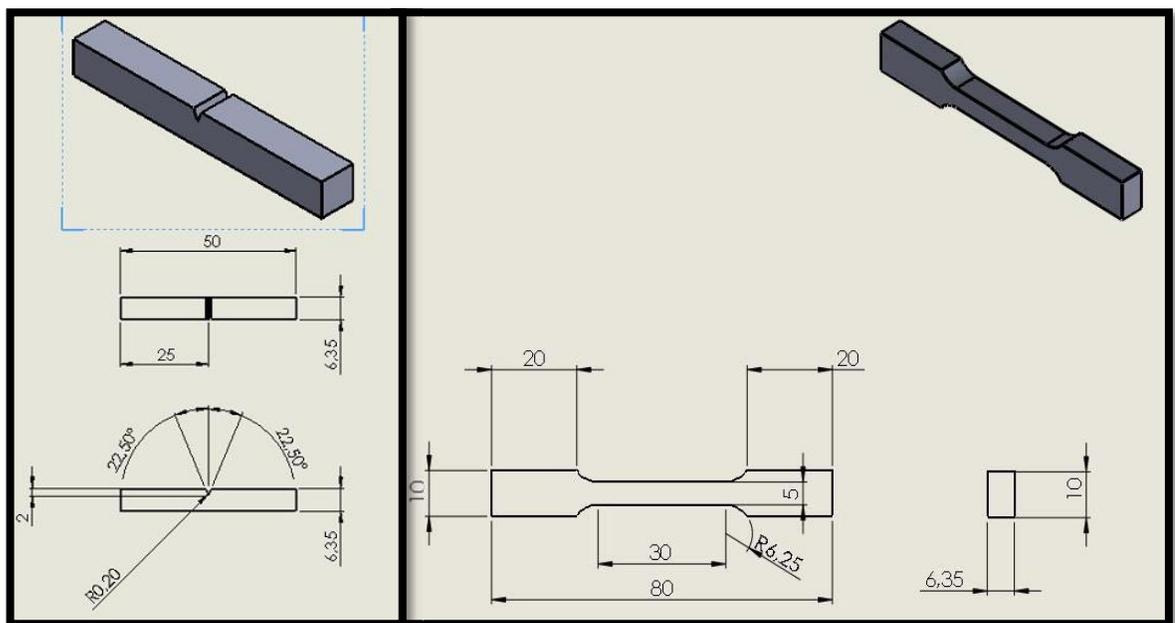


Figura 4.10: Planos en SolidWork de las probetas a fabricar por chorro de Agua. (Fuente: el Autor).



Figura 4.11: Sección de acero dúplex SAF 2205 en la cual ya se extrajeron las probetas. (Fuente: el Autor).

4.5: FASE V: Tratamiento Térmico de Sensibilización.

Ya culminado el proceso de fabricación por métodos de corte que no alteraron las características microestructurales de los aceros se procedió a agrupar las probetas por condición y prepararlas para el proceso de sensibilizado el cual se realizó a $675^{\circ}C$ por 1 hora según lo indica la norma ASTM A-262.

Se realizó la agrupación de las muestras por tipo de acero y tipo de ensayo así como también preparación para introducir las muestras en la mufla, amarradas con alambre revenido. La programación de la mufla eléctrica es mediante un reloj manual el cual enciende las resistencias internas con una oscilación de temperatura de $\pm 5^{\circ}C$; dicho arreglo y programación de la mufla se muestran en la figuras N° 4.12 y N° 4.13 a continuación:



Figura 4.12: Agrupación de muestras de acero dúplex SAF 2205 y acero inoxidable 316L para someterlas al proceso de sensibilización. (Fuente: el Autor).

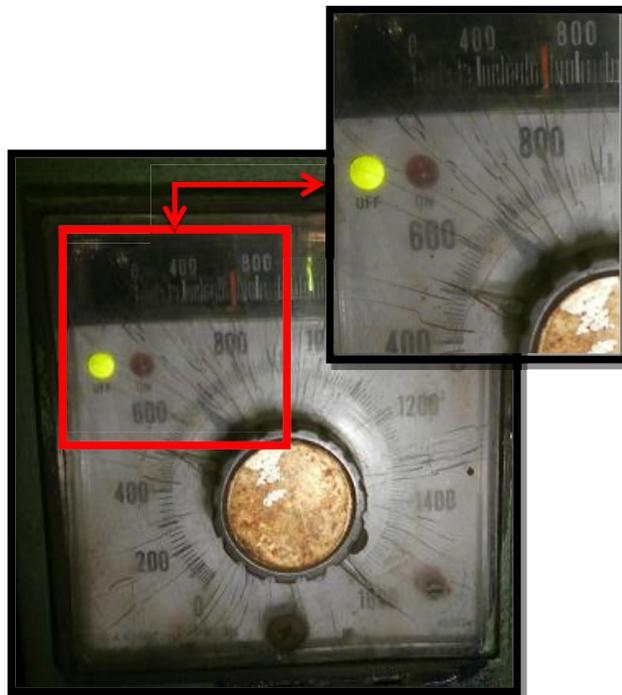


Figura 4.13: Programación de la mufla a 675°C, en la cual se señala que ya está en temperatura. (Fuente: el Autor).

Cabe destacar que se esperó que la mufla alcanzará la temperatura $675^{\circ}C$ para proceder a introducir las probetas y luego se esperó que la temperatura interna llegara nuevamente a $675^{\circ}C$ para contar la hora de permanencia, los resultados de dicho proceso fueron los siguientes los cuales se muestran en la figura N° 14:

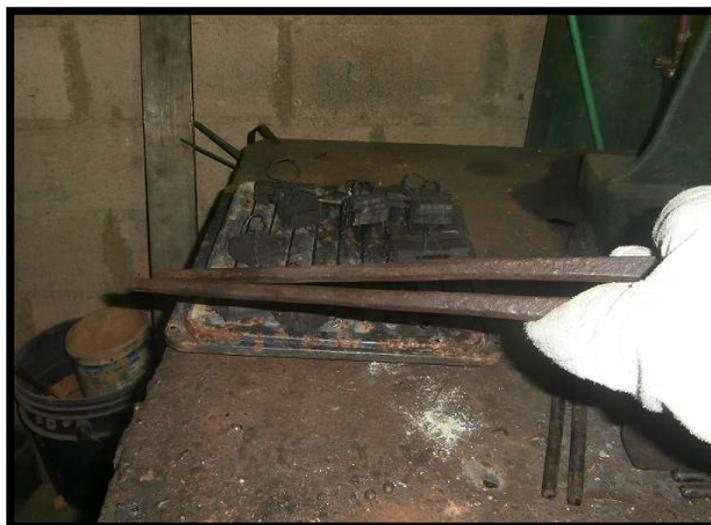


Figura 4.14: Probetas ya retiradas de la mufla en el proceso de enfriamiento.
(Fuente: el Autor).

Las probetas se les evidencio un oscurecimiento de la superficie sin evidencia de formación de cascarilla, se dejaron enfriar al aire calmado en grupos de igual forma como se introdujeron en la mufla, para garantizar que no existiesen procesos de templado por convección forzada y que cambiará así la estructura metalográfica.

4.6: FASE VI: Toma de Peso Inicial, final y pérdida total de masa.

Ya finalizado el proceso de sensibilización de las probetas se procedió a agrupar las 6 condiciones a analizar las cuales se muestran en la tabla N°3.1

página N° 49 del capítulo anterior y en la figura N° 4.15 se muestra antes de someterlas al pesado inicial, para el cálculo de la velocidad de corrosión.

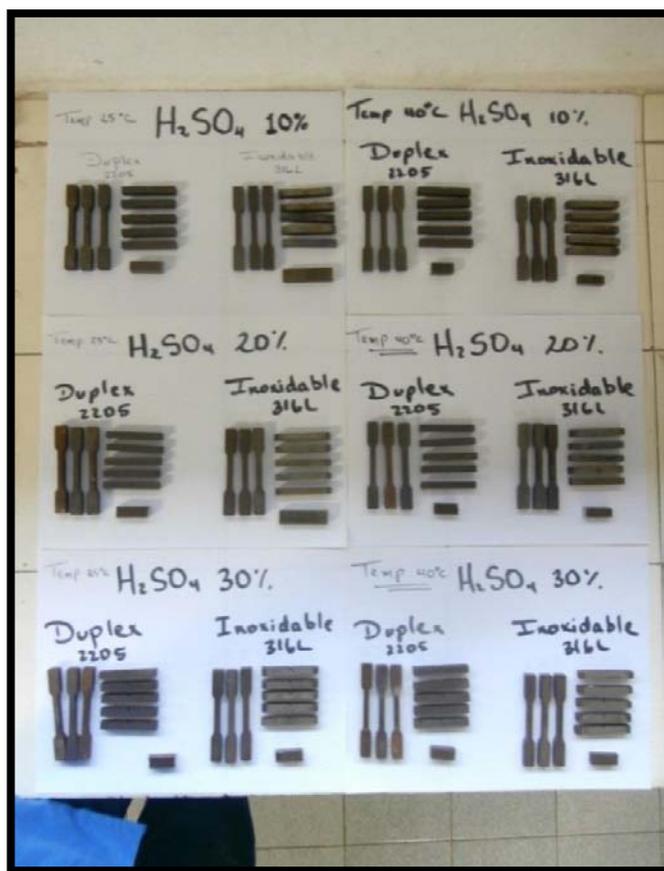


Figura 4.15: Agrupamiento de probetas de tracción y Charpy en V antes de someterlas al proceso de pesado inicial. (Fuente: el Autor).

En las tablas N° 4.3 a la N° 4.8 se señalan los resultados de la toma de peso inicial así como también los registrados luego del ensayo de corrosión a los que se sometieron las probetas, para cada una de las condiciones analizadas.

Tabla N° 4.3: Registro de peso inicial y final con la pérdida de peso para condición 30% de H₂SO₄ a temperatura ambiente. (Fuente el Autor).

	Pérdida de peso caso 30% a temperatura.=ambiente (25°C)					
	316L		Dúplex		Δpeso 316L (gr)	Δpeso Dúplex (gr)
	Inicial (gr)	Final (gr)	inicial (gr)	Final (gr)		
Tracción	97,8	95,6	97,5	96,9	2,2	0,6
Impacto	80,2	77,2	84,3	83,6	3	0,7
Dureza	11,8	11,3	11,9	11,8	0,5	0,1
Masa total	189,8	184,1	193,7	192,3	5,7	1,4

Tabla N° 4.4: Registro de peso inicial y final con la pérdida de peso para condición 30% de H₂SO₄ a 40°C. (Fuente el Autor).

	Pérdida de peso caso 30% temperatura.=40°C					
	316L		Dúplex		Δpeso 316L (gr)	Δpeso Dúplex (gr)
	Inicial (gr)	Final (gr)	inicial (gr)	Final (gr)		
Tracción	94,7	86,7	97,2	95,2	8	2
Impacto	81,3	73,4	85,1	83,2	7,9	1,9
Dureza	11,8	10,6	10,9	10,6	1,2	0,3
Masa total	187,8	170,7	193,2	189	17,1	4,2

Tabla N° 4.5: Registro de peso inicial y final con la pérdida de peso para condición 20% de H₂SO₄ a temperatura ambiente. (Fuente el Autor).

	Pérdida de peso caso 20% temperatura.=ambiente (25°C)					
	316L		Dúplex		Δpeso 316L (gr)	Δpeso Dúplex (gr)
	Inicial (gr)	Final (gr)	inicial (gr)	Final (gr)		
Tracción	94,4	93,3	98,1	97,9	1,1	0,2
Impacto	79,9	79,1	85	84,8	0,8	0,2
Dureza	26,9	26,7	14,6	14,5	0,2	0,1
Masa total	201,2	199,1	197,7	197,2	2,1	0,5

Tabla N° 4.6: Registro de peso inicial y final con la pérdida de peso para condición 20% de H₂SO₄ a temperatura ambiente. (Fuente el Autor).

	Pérdida de peso caso 20% temperatura.=40°C					
	316L		Dúplex		Δpeso 316L (gr)	Δpeso Dúplex (gr)
	Inicial (gr)	Final (gr)	inicial (gr)	Final (gr)		
Tracción	93,6	90,5	97,3	96,5	3,1	0,8
Impacto	82	78,4	84,7	84	3,6	0,7
Dureza	11	10,6	11,2	11,1	0,4	0,1
Masa total	186,6	179,5	193,2	191,6	7,1	1,6

Tabla N° 4.7: Registro de peso inicial y final con la pérdida de peso para condición 10% de H₂SO₄ a temperatura ambiente. (Fuente el Autor).

	Pérdida de peso caso 10% temperatura.=ambiente (25°C)					
	316L		Dúplex		Δpeso 316L (gr)	Δpeso Dúplex (gr)
	Inicial (gr)	Final (gr)	inicial (gr)	Final (gr)		
Tracción	95,1	95,1	97,8	97,8	0	0
Impacto	81	81	85,1	85,1	0	0
Dureza	27,9	27,9	15,3	15,3	0	0
Masa total	204	204	198,2	198,2	0	0

Tabla N° 4.8: Registro de peso inicial y final con la pérdida de peso para condición 10% de H₂SO₄ a temperatura ambiente. (Fuente el Autor).

	Pérdida de peso caso 10% temperatura.=40°C					
	316L		Dúplex		Δpeso 316L (gr)	Δpeso Dúplex (gr)
	Inicial (gr)	Final (gr)	inicial (gr)	Final (gr)		
Tracción	92,2	92	97,5	97,4	0,2	0,1
Impacto	80,3	80	84,9	84,8	0,3	0,1
Dureza	10,3	10,2	10,7	10,7	0,1	0
Masa total	182,8	182,2	193,1	192,9	0,6	0,2

Cabe destacar que se tomaron los pesos iniciales y finales por grupo de probetas según el ensayo y luego se sumó la masa total a someter al ensayo de corrosión según la condición en la imagen N° 4.16:



Figura 4.16: Registro de peso inicial de probetas de tracción para la condición de 10% de H₂SO₄ a temperatura ambiente. (Fuente: el Autor).

4.7: FASE VII: Cálculo de Velocidad de Corrosión.

Ya conocida la pérdida de peso para las condiciones totales estudiadas se calculó la velocidad de corrosión en función de lo establecido en la norma ASTM G1 y la ecuación N° 4.1 extraída de la misma norma.

$$\text{Velocidad de Corrosión} = K \times W / A \times T \times D$$

Ecuación N° 4.1: Velocidad de corrosión (Fuente: ASTM G1, [2]).

K = Constante que se toma de la tabla N° 8.1.2 de la norma ASTM G1. [2].

W = Masa perdida en gramos.

A = Área expuesta en cm².

T = Tiempo de exposición en horas.

D = Densidad del material gr/cm³.

Corrosion Rate Units Desired	Constant (K) in Corrosion Rate Equation
mils per year (mpy)	3.45×10^6
inches per year (ipy)	3.45×10^3
inches per month (ipm)	2.87×10^2
millimeters per year (mm/y)	8.76×10^4
micrometers per year (um/y)	8.76×10^7
picometers per second (pm/s)	2.78×10^6
grams per square meter per hour (g/m ² ·h)	$1.00 \times 10^4 \times D$
milligrams per square decimeter per day (mdd)	$2.40 \times 10^6 \times D$
micrograms per square meter per second (μg/m ² ·s)	$2.78 \times 10^6 \times D$

Figura 4.17: Tabla 8.1.2 de la norma ASTM G1 la cual indica los valores de la constante K. (Fuente: Norma ASTM G1, Pág. 3).

El área expuesta de la masa total es igual a la suma de las áreas de las probetas de tracción, Impacto y dureza y dichas áreas se calcularon con el software SolidWork y se muestra las figuras N° 4.18 y N° 4.19:

80 Susceptibilidad al agrietamiento por exposición a H_2SO_4 en aceros inoxidables

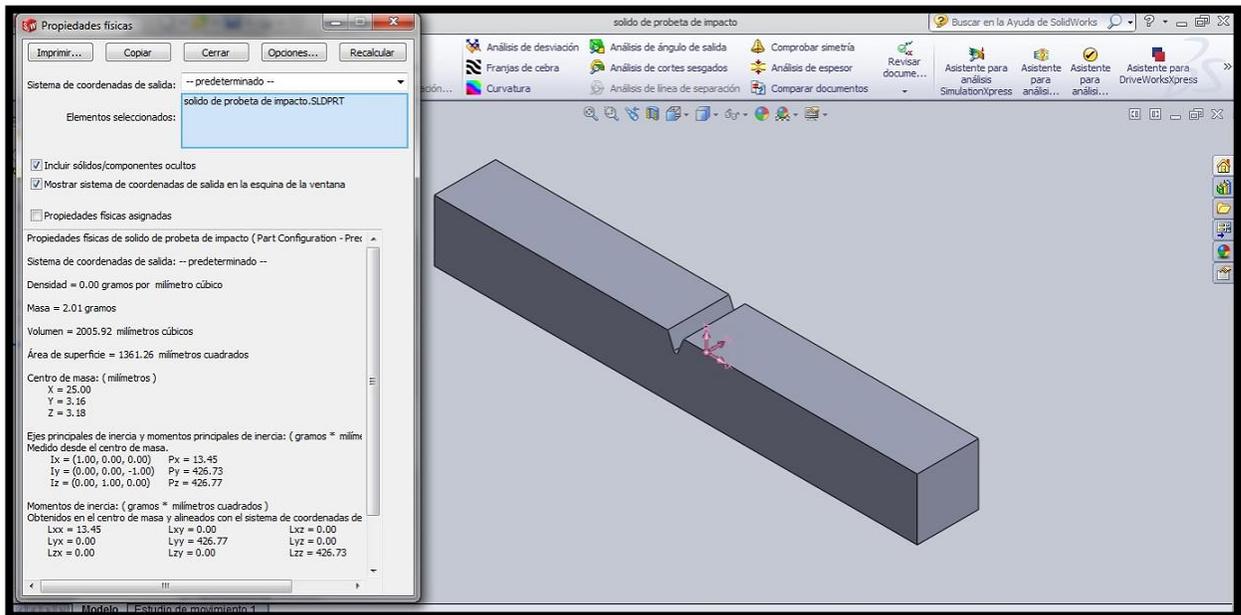


Figura 4.18: Determinación del área superficial para la probeta de impacto.

(Fuente: el Autor).

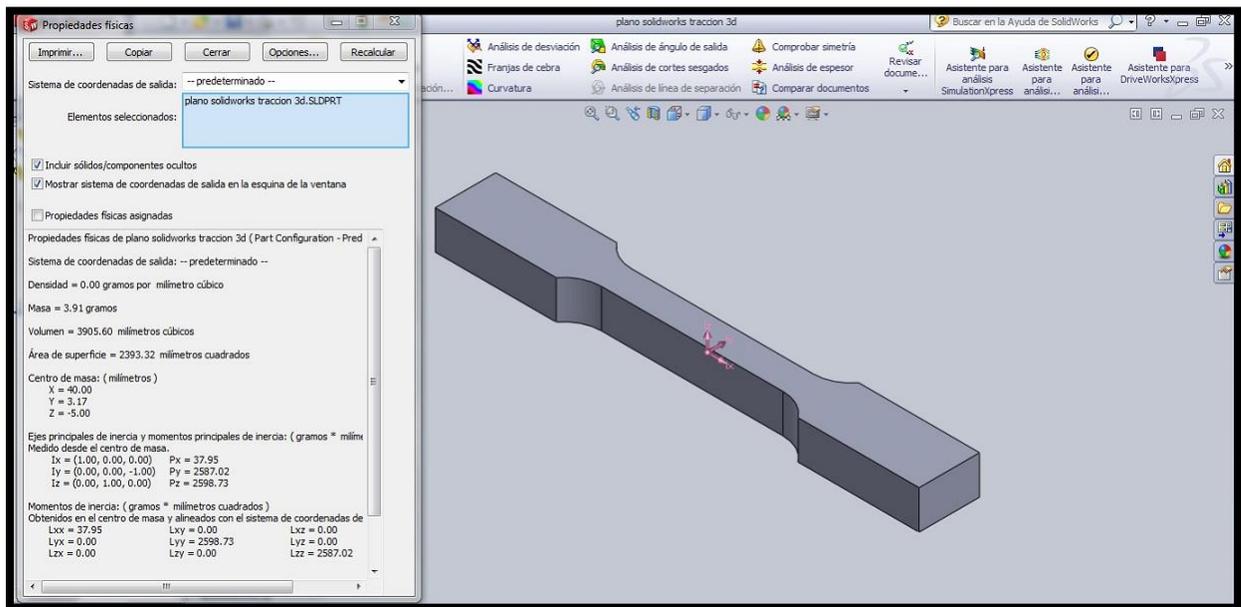


Figura 4.19: Determinación del área superficial para la probeta de tracción.

(Fuente: el Autor).

Según las figuras N° 4.18 y N° 4.19 las áreas superficiales para las probetas de tracción en cm² es igual a 23.93 cm², para la probeta de impacto es igual a 13.61cm² y para la probeta de dureza es igual a 2 cm².

El tiempo de exposición según la metodología de esta investigación es constante para todas las condiciones y es igual a 12 horas y la densidad de los aceros sometidos a estas condiciones son: para el 316L es 8.0gr/cm³ y para el acero inoxidable dúplex SAF 2205 es 7.8 gr/cm³, esta información fue extraída de las fichas técnicas del fabricante Sandvik ambos aceros la cual se anexan en el apéndice N°1.

Conocida todas las variables para la ecuación de velocidad de corrosión se muestran los resultados del cálculo en la tabla N° 4.9:

Tabla N° 4.9: Velocidades de corrosión en función del porcentaje de concentración de H₂SO₄. (Fuente: el Autor).

% Dúplex (40°)	Velocidad de Corrosión (mm/año)	% Dúplex (25°)	Velocidad de Corrosión (mm/año)
10 % H ₂ SO ₄	1,30	10% H ₂ SO ₄	0,00
20% H ₂ SO ₄	10,41	20% H ₂ SO ₄	3,25
30% H ₂ SO ₄	27,32	30% H ₂ SO ₄	9,11
% 316L (40°)	Velocidad de Corrosión (mm/año)	% 316L (25°)	Velocidad de Corrosión (mm/año)
10% H ₂ SO ₄	3,18	10% H ₂ SO ₄	0,00
20% H ₂ SO ₄	42,60	20% H ₂ SO ₄	13,35
30% H ₂ SO ₄	101,10	30% H ₂ SO ₄	36,24

82 Susceptibilidad al agrietamiento por exposición a H₂SO₄ en aceros inoxidable

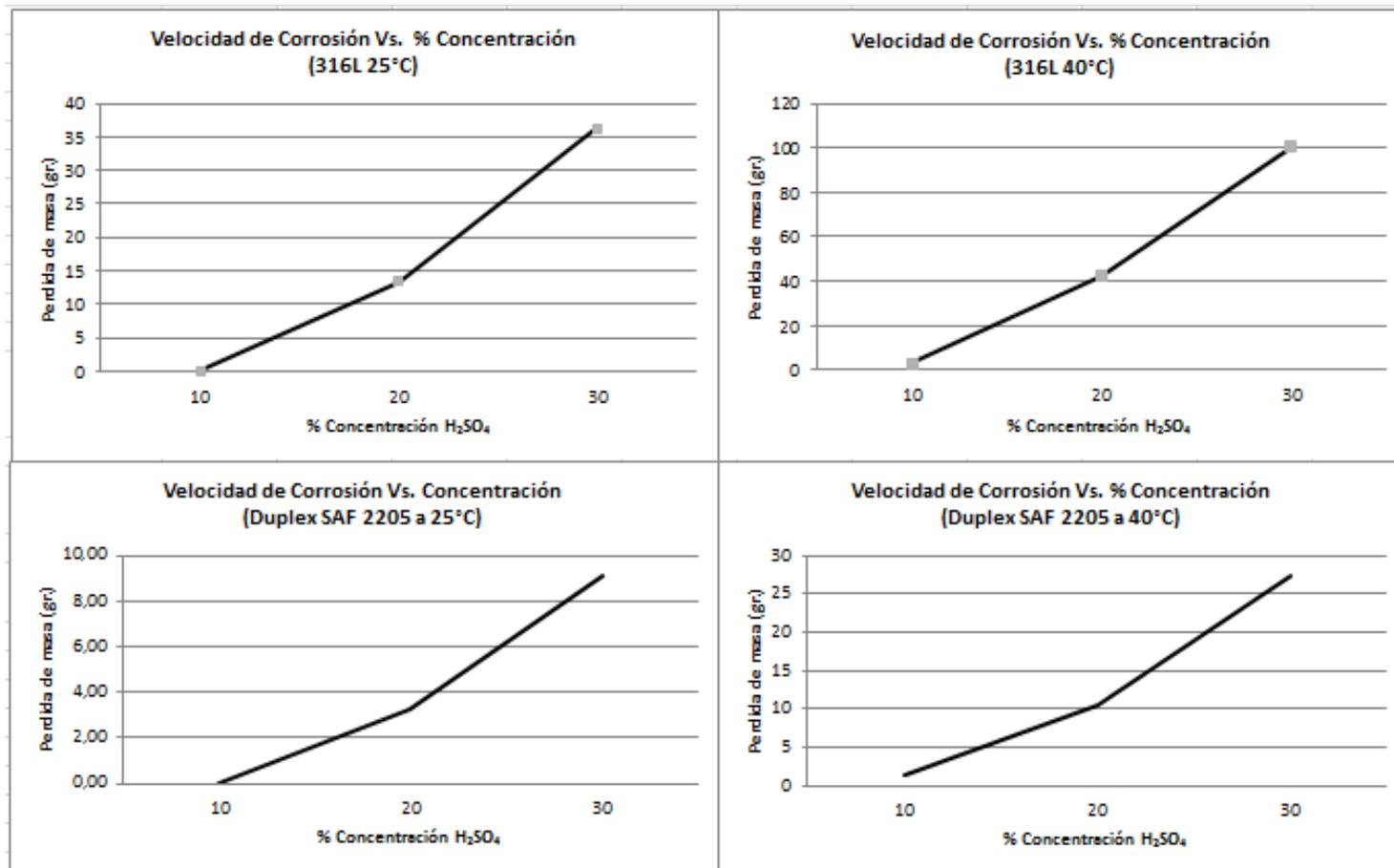


Figura 4.20: Graficas de velocidad de corrosión en funcion del porcentaje de concentracion H₂SO₄. (Fuente: el Autor).

Como se evidencia en las gráficas de velocidad de corrosión mostradas en la figura N° 4.20 existe un aumento de la misma en función del aumento del porcentaje de concentración del H₂SO₄. en todos los casos evaluados, así como también es importante destacar que para la condición de 10% de H₂SO₄ a temperatura ambiente ambos aceros no tuvieron pérdida de peso por ende su velocidad de corrosión tiende a infinito para esa condición.

4.8: FASE VIII: Exposición de Muestras al H₂SO₄.

Ya finalizado el proceso de pesado inicial de las muestras se procedió a la exposición con el H₂SO₄ en sus diferentes concentraciones, procedimiento que se ejecutó en el laboratorio de la empresa Fundición del Centro C.A. y bajo los estrictos parámetros y procedimientos de seguridad ya que se estaba trabajando con vapores de H₂SO₄.

Tabla N° 4.10: Cantidades de H₂SO₄ al 96% y H₂O para la preparación del H₂SO₄ a 10%, 20% y 30%. (Fuente: el Autor).

% H ₂ SO ₄ deseado	Cantidad de H ₂ SO ₄ en mmL. al 95%	Cantidad de H ₂ O para 500mmL.
10%H ₂ SO ₄	53mmL.	447mmL.
20%H ₂ SO ₄	105mmL.	395mmL.
30%H ₂ SO ₄	158mmL.	342mmL.

Una vez preparados los ácidos se agruparon las probetas para ser sumergidas en el ácido a sus diferentes concentraciones, se preparó en un vaso precipitado de 1000mmL y se agregaron 250mmL hasta garantizar cubrir las muestras y en ambos casos se utilizó la agitación magnética, en la figura N° 4.27 se muestra el montaje de 30% de H₂SO₄, se controló la temperatura con

un termómetro analógico variando la intensidad de las resistencias para subir o bajar la temperatura del ensayo.

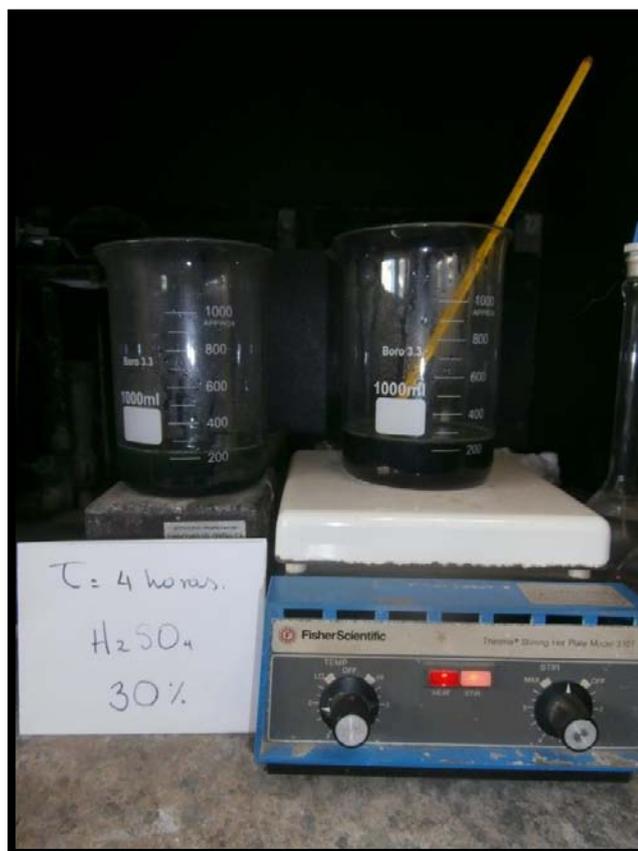


Figura 4.21: Montaje de muestras a 30% de H_2SO_4 al momento de llevar 4 horas el ensayo, a la izquierda temperatura ambiente y a la derecha temperatura de $40^{\circ}C$. (Fuente: el Autor).

Durante esta etapa se notó que el ácido tenía una tonalidad verdosa en ambas temperaturas, lo cual se atribuye al cromo hexavalente desprendido de la superficie de los aceros por acción del ácido H_2SO_4 , al finalizar el tiempo de exposición planificado de 12 horas se procedió a retirar las muestras del ácido, lavándolas con abundante agua y procediendo a secarlas con aire seco sin

convección forzada para luego separarlas y pesarlas como se indica en la figura N° 4.22:



Figura 4.22: Lavado y secado de muestras a 30% de H_2SO_4 luego de permanecer por 12 horas, a la izquierda temperatura ambiente y a la derecha temperatura de $40^{\circ}C$. (Fuente: el Autor).

Durante el proceso de corrosión extrema también se evidencio como se muestra en la figura N° 4.22 la formación de una capa de material oscuro en la superficie los aceros inoxidables expuestos que se atribuye al proceso de pasivación natural por acción del ácido, las consecuencias microestructurales y en la resistencia mecánica de este fenómeno se relacionarán más adelante con el desarrollo de los ensayos mecánicos y análisis microestructural.

A continuación se muestra el caso de 20% de H_2SO_4 a 4 horas del tiempo de la exposición en la figura N°4. 23



Figura 4.23: Montaje de muestras a 20% de H_2SO_4 al momento de llevar 4 horas el ensayo, a la izquierda temperatura ambiente y a la derecha temperatura de $40^{\circ}C$. (Fuente: el Autor).

De igual manera se notó que el ácido tenía una tonalidad verdosa no tan marcada como en la de 30% de H_2SO_4 pero si notable en ambas temperaturas, lo cual se atribuye al cromo hexavalente desprendido de la superficie de los aceros por acción del ácido H_2SO_4 , al finalizar el tiempo de exposición planificado de 12 horas se procedió a retirar las muestras del ácido, lavándolas con abundante agua y procediendo a secarlas con aire seco sin convección forzada para luego separarlas y pesarlas como se indica en la figura N° 4.22.

Y para finalizar esta etapa se procesaron las probetas a 10% de H_2SO_4 y en la figura N° 4.24 se muestra a 10% a 4 horas de iniciado.



Figura 4.24: Montaje de muestras a 10% de H_2SO_4 al momento de llevar 4 horas el ensayo, a la izquierda temperatura ambiente y a la derecha temperatura de $40^{\circ}C$. (Fuente: el Autor).

En la concentración de 10% de H_2SO_4 a $40^{\circ}C$, se notó que el ácido tenía una tonalidad verdosa no tan marcada como en la de 20% de H_2SO_4 pero si notable solamente en las expuestas a temperatura de $40^{\circ}C$, lo cual se atribuye al cromo hexavalente desprendido de la superficie de los aceros por acción del ácido H_2SO_4 , al finalizar el tiempo de exposición planificado de 12 horas se procedió a retirar las muestras del ácido, lavándolas con abundante agua y procediendo a secarlas con aire seco sin convección forzada para luego separarlas y pesarlas como se indica en la figura N° 4.22.

4.9: FASE IX: Ensayo de Tracción Plana – Resistencia Mecánica.

4.9.1: Curvas de Fluencia: Esfuerzo Vs. Deformación para 316L:

En la figura N° 4.25 se muestra el comportamiento del acero inoxidable 316L sometido a tracción, aplicando una carga constante de 60N/seg. y se reflejan los datos en esfuerzo (MPa) en función de la deformación (milímetros), para este ensayo se traccionaron 3 réplicas por condición y se graficó el promedio del resultado.

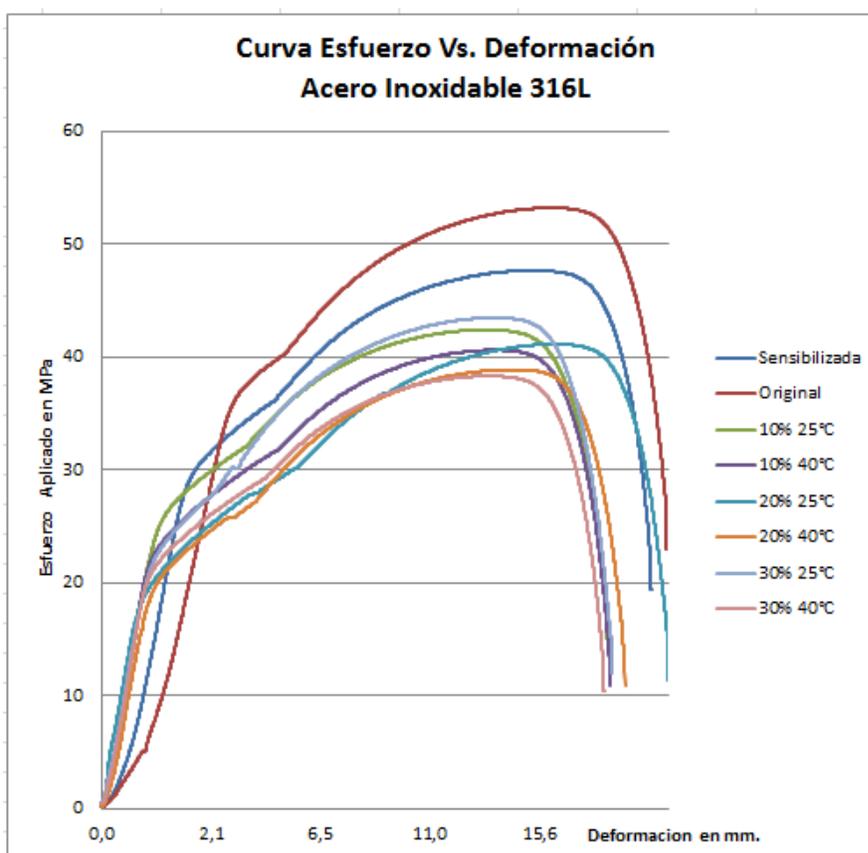


Figura 4.25: Gráficas de las probetas de acero inoxidable 316L de esfuerzo en función de la deformación para cada condición evaluada. (Fuente: el Autor).

4.9.2: Curvas de fluencia: esfuerzo vs. deformación para el acero inoxidable dúplex SAF 2205:

De igual manera en la figura N° 4.26 se muestra en comportamiento del acero inoxidable dúplex SAF 2205 sometido a tracción, aplicando una carga constante de 60N/seg. y se reflejan los datos en esfuerzo (MPa) en función de la deformación (milímetros), para este ensayo se traccionaron 3 réplicas por condición y se graficó el promedio del resultado.

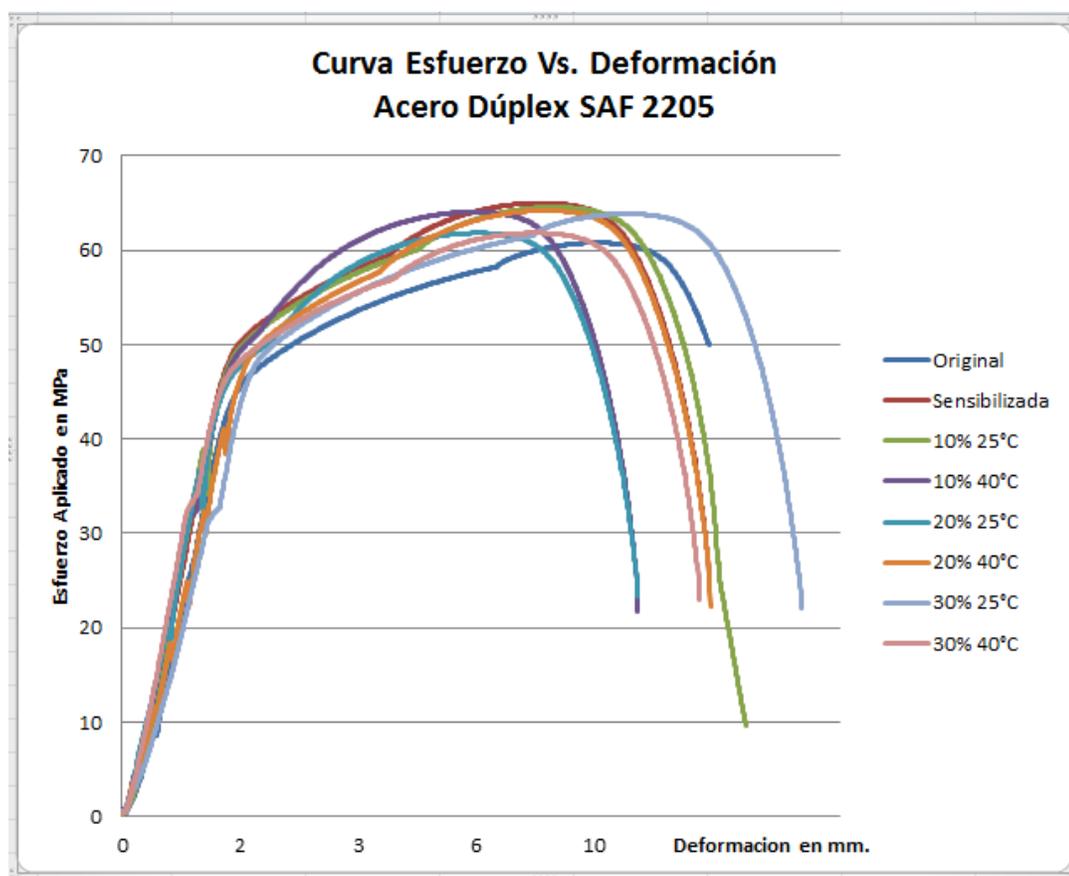


Figura 4.26: Gráficas de las probetas de acero inoxidable dúplex SAF 2205 de esfuerzo en función de la deformación para cada condición evaluada. (Fuente: el Autor).

La variación del comportamiento elástico del acero inoxidable dúplex SAF 2205 que se muestra en la figura N° 4.26 en comparación con el del acero inoxidable 316L se evidencia que los cambios en cuanto al esfuerzo máximo son mayores para el 316L que para el dúplex SAF 2205 ya que la variación de este 7.5% y para el 316L fue del 30%, estos análisis se indican detalladamente luego de mostrar los resultados completos del ensayo.

El 0,2% de la deformación de la curva de esfuerzo en función de la deformación mostrada en la figura N° 4.25 para el acero inoxidable 316L y N° 4.26 para el acero inoxidable duplex SAF 2205 de las probetas ensayadas se obtiene que el esfuerzo de fluencia es el que se muestra en la tabla N° 4.11 para las condiciones evaluadas.

Tabla N° 4.11: Resultado del Esfuerzo de Fluencia σ_y , MPa. (Fuente: el autor).

	Acero 316L (MPa)		Acero Dúplex SAF 2205 (MPa)	
Original	40		56	
Sensibilizada	36		55	
Condiciones	25°C	40°C	25°C	40°C
10% H ₂ SO ₄	28	25	55	53
20% H ₂ SO ₄	25	23	53	52
30% H ₂ SO ₄	22	21	51	50

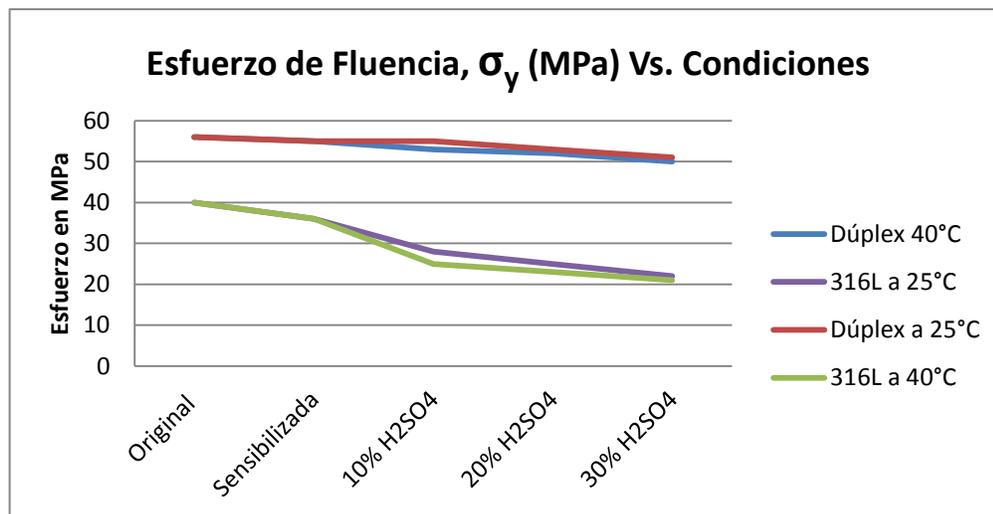


Figura 4.27: Valores del límite de fluencia σ_y , MPa de los aceros Inoxidables 316L y acero inoxidable dúplex SAF 2205 en función de las condiciones evaluadas. (Fuente: el Autor).

En la Tabla N° 4.12 se muestran los valores de esfuerzo máximo calculados a través de los resultados obtenidos del ensayo de tracción para cada una de las probetas evaluadas.

Analizando la influencia del ácido H₂SO₄ sobre las muestras de ambos aceros analizados como lo fueron el 316L y el dúplex SAF 2205 sobre la resistencia mecánica que se muestra en las figuras N° 4.27 y 4.28 así como en las tablas 4.11 y 4.12 se debe a la corrosión y pérdida de masa de los aceros ya que a medida que aumenta la concentración del mismo disminuye notoriamente las resistencias mecánicas de ambos aceros, esta disminuciones son mayores en el acero inoxidable 316L en las diferentes concentraciones de H₂SO₄ que en el acero Dúplex SAF 2205 bajo las mismas condiciones de ensayo.

Tabla N° 4.12: Resultado de la Esfuerzo máximo, σ_{max} , MPa. (Fuente: el autor).

	Acero 316L (MPa)		Acero Dúplex SAF 2205 (MPa)	
Original	53		65	
Sensibilizada	48		64	
Condiciones	25°C	40°C	25°C	40°C
10% H ₂ SO ₄	43	41	63	62
20% H ₂ SO ₄	40	39	62	61
30% H ₂ SO ₄	38	37	61	60

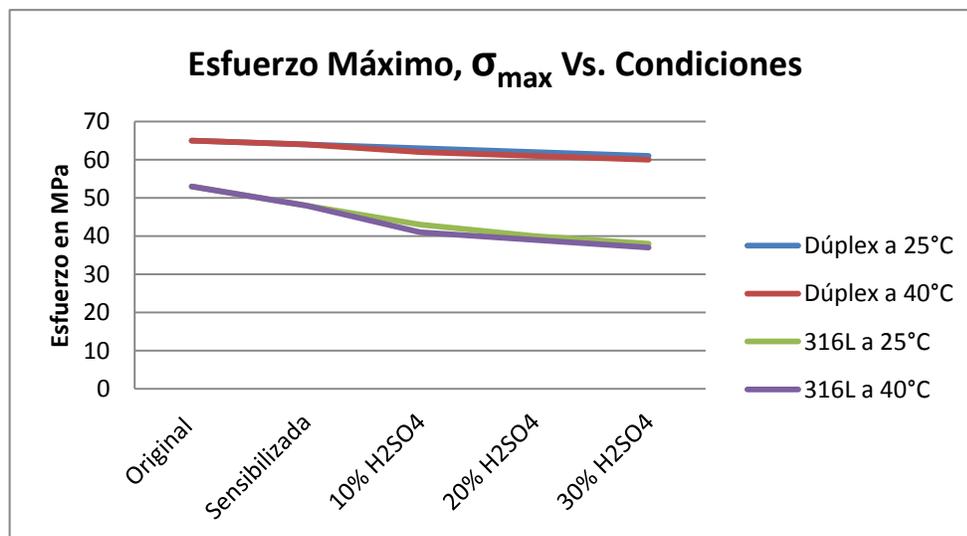


Figura 4.28: Valores del esfuerzo máximo, σ_{max} , MPa de los aceros inoxidable 316L y acero inoxidable dúplex SAF 2205 en función de las condiciones evaluadas. (Fuente: el Autor).

El impacto del ácido H_2SO_4 sobre las muestras de ambos aceros analizados como lo fueron el 316L y el dúplex SAF 2205 sobre la resistencia mecánica que se muestra en las figuras N° 4.27 y 4.28 así como en las tablas 4.11 y 4.12 se debe a la corrosión y pérdida de masa de los aceros ya que a medida que aumenta la concentración del mismo disminuye notoriamente las resistencias mecánicas de ambos aceros, estas disminuciones son mayores en el acero inoxidable 316L que en el dúplex SAF 2205, significa que el ácido H_2SO_4 generó un ablandamiento del reflejado por el aumento de la ductilidad entre un 5% y 15% para el acero inoxidable 316L y de un 15% y 28% para el acero inoxidable dúplex SAF 2205 para las condiciones de 10% de H_2SO_4 a 25°C y 30% de H_2SO_4 a 40°C respectivamente

Observando los resultados obtenidos del ensayo de tracción se puede decir que existe una pérdida de resistencia mecánica mostrada en las figuras N° 4.25 para el acero inoxidable 316L y en la figura N° 4.26 para el acero inoxidable dúplex SAF 2205, mayor para los aceros inoxidables 316L que para el acero inoxidable dúplex SAF 2205 evaluándolos cada uno por separado primero se tiene que la disminución del esfuerzo fluencia para el 316L de la condición original a la sensibilizada es del 10% y comparando la condición original con la 30% de H_2SO_4 a 40°C es de 47,5% de igual forma ocurre con el esfuerzo máximo para este acero en particular con una pérdida para el caso de la condición sensibilizada del 9,5% y para la condición de 30% de H_2SO_4 a 40°C es de 30%, cuando se analiza la pérdida de resistencia mecánica para el acero inoxidable dúplex SAF 2205 se tiene que para el esfuerzo de fluencia mostrado en la figura N° 4.30, comparando la condición original con la sensibilizada represento un 2% de decremento y para la condición de 30% de H_2SO_4 a 40°C de 11% así también para el esfuerzo de máximo comparando la condición original con la sensibilizada se tiene una disminución del 2% con un decremento para este mismo esfuerzo comparándolo con la condición de 30% de H_2SO_4 a

40°C de 8%, esto se evidencia en la Figura N° 4.27 y 4.28 anteriormente mostradas, un ablandamiento directo del material.

La consecuencia del proceso de sensibilización de los aceros inoxidable 316L y inoxidable dúplex SAF 2205 fue que influyo en los valores de resistencia mecánica mostrado en las tablas N° 4.11 y 4.12 debido a que posiblemente existe un cambio microestructural (precipitados o segregaciones) que se señalaran en el análisis microestructural de las muestras en la sección N° 4.12 de este capítulo.

Para el análisis detallado es necesario comparar la resistencia mecánica de las muestras de su condición sensibilizada a la condición más severa por lo cual se detectó que para el acero inoxidable 316L existe una disminución del esfuerzo máximo del 23% y para el esfuerzo de fluencia del 41% de igual manera ocurrió con el acero inoxidable dúplex SAF 2205 pero no tan marcadamente como en el 316L dicha disminución para el esfuerzo máximo fue de 6% y para el esfuerzo de fluencia de 9% esto llevó a determinar que no solamente existe una influencia del ácido H_2SO_4 sobre la pérdida de resistencia mecánica de ambos aceros sino que el proceso de sensibilización generó un posible cambio microestructural que favoreció también la disminución de estas propiedades.

4.10: FASE X: Ensayo de Tracción Plana - Ductilidad.

Con respecto a la ductilidad del material los valores se obtuvieron utilizando la ecuación N° 2.8 Elongación porcentual la cual se muestra en el capítulo N° 2 los valores se muestran en la tabla N° 4.13, la toma de valores se muestra en la figura N° 4.29



Figura 4.29: Toma de valores de elongación en probetas ya traccionadas.

(Fuente: el Autor).

La deformación se asume netamente en la zona del cuello de las probetas de tracción descartando la deformación en las zonas de sujeción de las muestras, esto siguiendo los procedimientos establecidos en la norma ASTM E8-00.

Por el desgaste en las mordazas de la maquina existen casos de desplazamiento en las probetas para el momento del ensayo por lo cual se analizan las 3 réplicas y se tomó para la evaluación de los resultados el promedio de las mismas.

Tabla 4.13: Resultados de elongación porcentual obtenidos luego del ensayo de tracción plana. (Fuente: el Autor).

	Acero 316L (cm)		Acero Dúplex SAF 2205 (cm)	
Original	1,65		1,15	
Sensibilizada	1,70		1,27	
Condiciones	25°C	40°C	25°C	40°C
10% H ₂ SO ₄	1,70	1,70	1,30	1,,35
20% H ₂ SO ₄	1,73	1,77	1,35	1,38
30% H ₂ SO ₄	1,75	1,8	1,36	1,43

Según los resultados obtenidos existe un incremento de la ductilidad el cual se evidencia gráficamente en la figura N° 4.30, debido al incremento de la elongación que sufrieron las muestras y es mayor a medida que aumenta el porcentaje de concentración del ácido H₂SO₄. Se evidencia que el ácido sulfúrico ejerce una disminución de la resistencia mecánica a los aceros y aumenta la ductilidad ya que la deformación es mayor para las condiciones más severas de H₂SO₄.

Según el trabajo realizado por Villalobos [14], los procesos de variación térmica superiores a 600°C como las zonas afectadas por el calor en una soldadura multipasos puede generar en aceros dúplex la precipitación de fases secundarias reduciendo significativamente las propiedades mecánicas y la resistencia a la corrosión, estas características se evidencian en la disminución de propiedades mecánicas como el esfuerzo de fluencia y la pérdida de masa a

medida que se aumenta el porcentaje de concentración del H₂SO₄ al que se expuso el acero inoxidable dúplex SAF 2205 en esta investigación.

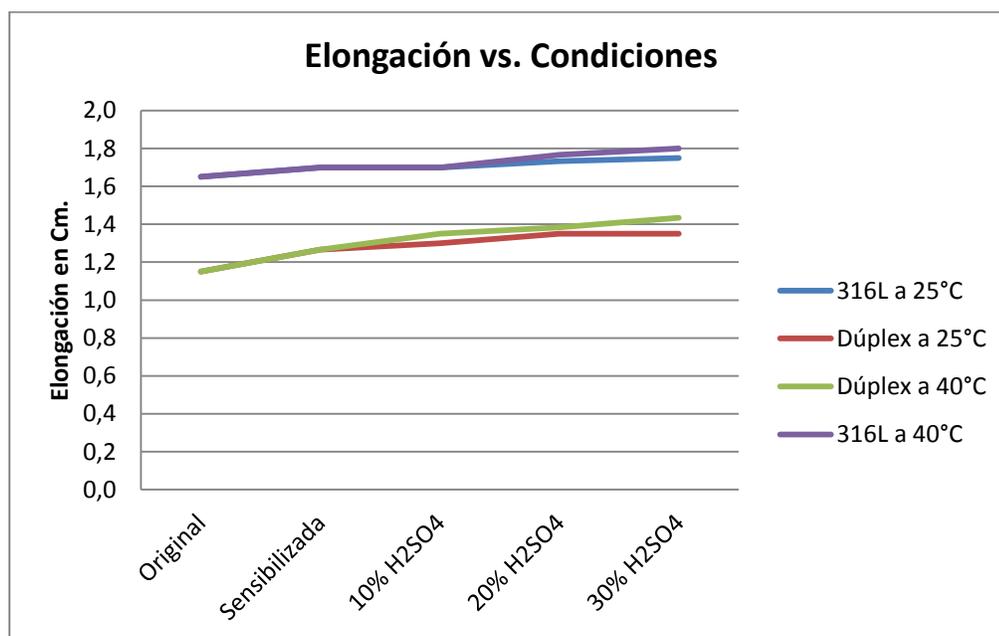


Figura 4.30: Valores de elongación de las probetas traccionadas vs. condiciones evaluadas. (Fuente: el Autor).

El aumento de la ductilidad del material se evidencia en la figura N° 4.30 y medido en el aumento de la elongación comparando para el caso del acero inoxidable 316L en su condición original con la condición sensibilizada el aumento de la elongación ingenieril fue de 3% y comparando la condición original con la condición extrema de 30% de H₂SO₄ a 40°C el incremento fue de 8,5%, para el caso del acero inoxidable dúplex SAF 2205 comparando la condición original con la condición sensibilizada el aumento mayor en comparación con el acero inoxidable 316L y el valor fue de 9,5% y para la condición más extrema que es 30% de H₂SO₄ a 40°C fue de 20% lo que indica que el proceso de sensibilización generó en ambos aceros un aumento de la

ductilidad que debe ser causado por un cambio microestructural precipitados o segregaciones que se validarán en la sección 4.12 de este capítulo.

Sin embargo el aumento de la ductilidad comparando las condiciones sensibilizadas con la condición de mayor ataque químico como lo fue la de 30% de H_2SO_4 a $40^\circ C$ evidenció que existe influencia directa del H_2SO_4 sobre la ductilidad de ambos aceros analizados y de mayor impacto sobre el acero inoxidable dúplex SAF 2205 que dicho aumento llegó a ser de 20% para la condición de mayor severidad.

4.11: FASE XI: Ensayo de Impacto Charpy en V.

Para esta investigación y debido a las ventajas económicas y mayor sencillez del equipamiento empleado se determinó la energía absorbida por impacto por medio del ensayo de Charpy, muchos investigadores se han visto impulsados a proponer relaciones para convertir la data obtenida de CVN a una caracterización de mecánica de la fractura (K_{IC}), lo cual permite una asistencia cuantitativa de la talla crítica del defecto y de los niveles aceptables de tensión aplicada. Para el desarrollo y análisis cuantitativo se utilizó la correlación de Rolfe Novak-Barsom [2], para la solución de esta correlación es necesario conocer el valor $R_{p0,2}$ o mejor dicho el límite convencional de fluencia en la zona dúctil, en las figuras N° 4.31 y 4.32 se muestran los valores del límite convencional de fluencia para los aceros inoxidable 316L e inoxidable dúplex SAF 2205 según el fabricante Sandvick, pero para esta investigación se tomaron los resultados del ensayo de tracción para cada una de las condiciones analizadas y se muestran en la tabla N° 4.13 para el acero inoxidable dúplex y para el acero inoxidable 316L.

Susceptibilidad al agrietamiento por exposición a H₂SO₄ en aceros inoxidables 99

METRIC UNITS					
Proof strength		Tensile strength		Elong.	
R _{p0.2} ^a	R _{p1.0} ^a	R _m	A ^b	A ₂ ^c	Hardness
MPa	MPa	MPa	%	%	HRC
≥485	≥500	680-880	≥25	≥25	≤28

Imperial units					
Proof strength		Tensile strength		Elong.	
R _{p0.2} ^a	R _{p1.0} ^a	R _m	A ^b	A ₂ ^c	Hardness
ksi	ksi	ksi	%	%	HRC
≥70	≥73	99-128	≥25	≥25	≤28

1 MPa = 1 N/mm²
a) R_{p0.2} and R_{p1.0} correspond to 0.2% offset and 1.0% offset yield strength, respectively.
b) Based on L₀ = 5.65 √S₀ where L₀ is the original gauge length and S₀ the original cross-sectional area.
c) NFA 49-117, 49-217 with min 45% can be fulfilled on request.

Figura 4.31: Propiedades del acero dúplex SAF 2205 según el fabricante Sandvik. (Fuente: Sandvik).

METRIC UNITS					
Proof strength		Tensile strength		Elong.	
R _{p0.2} ^a	R _{p1.0} ^a	R _m	A ^b	A ₂ ^c	Hardness
MPa	MPa	MPa	%	%	HRB
≥170	≥250	485	≥40 ^c	≥35	≤95

At 68°F

IMPERIAL UNITS					
Proof strength		Tensile strength		Elong.	
R _{p0.2} ^a	R _{p1.0} ^a	R _m	A ^b	A ₂ ^c	Hardness
ksi	ksi	ksi	%	%	HB
≥25	≥36	70	≥40 ^c	≥35	≤217

1 MPa = 1 N/mm²
a) R_{p0.2} and R_{p1.0} correspond to 0.2% offset and 1.0% offset yield strength, respectively.
b) Based on L₀ = 5.65 √S₀ where L₀ is the original gauge length and S₀ the original cross-sectional area.
c) NFA 49-117, 49-217 with min 45% can be fulfilled on request.

Figura 4.32: Propiedades del inoxidable 316L según el fabricante Sandvik. (Fuente: Sandvik).

Cabe destacar que el ensayo de impacto se realizó garantizando 0°C (lo cual se midió con un termómetro analógico de mercurio), con la utilización de hielo seco en cada una de las probetas ensayadas y siguiendo los procedimientos establecidos en la Norma ASTM E-23 y los valores del esfuerzo de fluencia utilizados en la correlación de Rolfe Novak-Barsom [2], son los señalados en la tabla N° 4.12.

Los resultados del ensayo Charpy en V se muestran en la figura N° 4.33 y en la tabla N° 4.14, en la cual se señala los valores de energía absorbida por impacto CVN para cada acero y cada temperatura analizada así como también los valores del límite convencional de fluencia K_{IC} .

Tabla 4.14: Resultados del ensayo Charpy en V expresados en CVN para los aceros inoxidable 316L y duplex SAF 2205. (Fuente: el Autor).

	Acero 316L (CVN) (Joules)		Acero Dúplex SAF 2205 (CVN) (Joules)	
Original	110		104	
Sensibilizada	107		97	
Condiciones	25°C	40°C	25°C	40°C
10% H ₂ SO ₄	107	103	95	95
20% H ₂ SO ₄	107	102	96	94
30% H ₂ SO ₄	107	102	97	93

Aplicando la correlación de Rolfe Novak-Barsom [2], se tienen los resultados del límite convencional de fluencia en la zona dúctil para los aceros inoxidables 316L y dúplex SAF 2205 expresados en la tabla N° 4.15, los valores mostrados en las tablas N° 4.14 y N° 4.15 se graficaron y se muestran en la figura N° 4.33.

Tabla 4.15: Resultados del ensayo charpy en V expresados en K_{IC} para los aceros inoxidables 316L y duplex SAF 2205. (Fuente: el Autor).

	Acero 316L (K_{IC}) Ksi (pulg) ^{1/2}		Acero Dúplex SAF 2205 (K_{IC}) Ksi (pulg) ^{1/2}	
Original	305		414	
Sensibilizada	284		379	
Condiciones	25°C	40°C	25°C	40°C
10% H ₂ SO ₄	283	266	377	369
20% H ₂ SO ₄	268	260	375	365
30% H ₂ SO ₄	267	258	373	363

Estos resultados concuerdan con el trabajo realizado por Hilders y Zambrano [13], donde se determinó que el K_{IC} disminuye su valor con el aumento del tiempo de envejecimiento que en nuestro caso es la influencia del tiempo de permanencia en la mufla durante el proceso de sensibilización, en forma monótona.

102 Susceptibilidad al agrietamiento por exposición a H₂SO₄ en aceros inoxidables

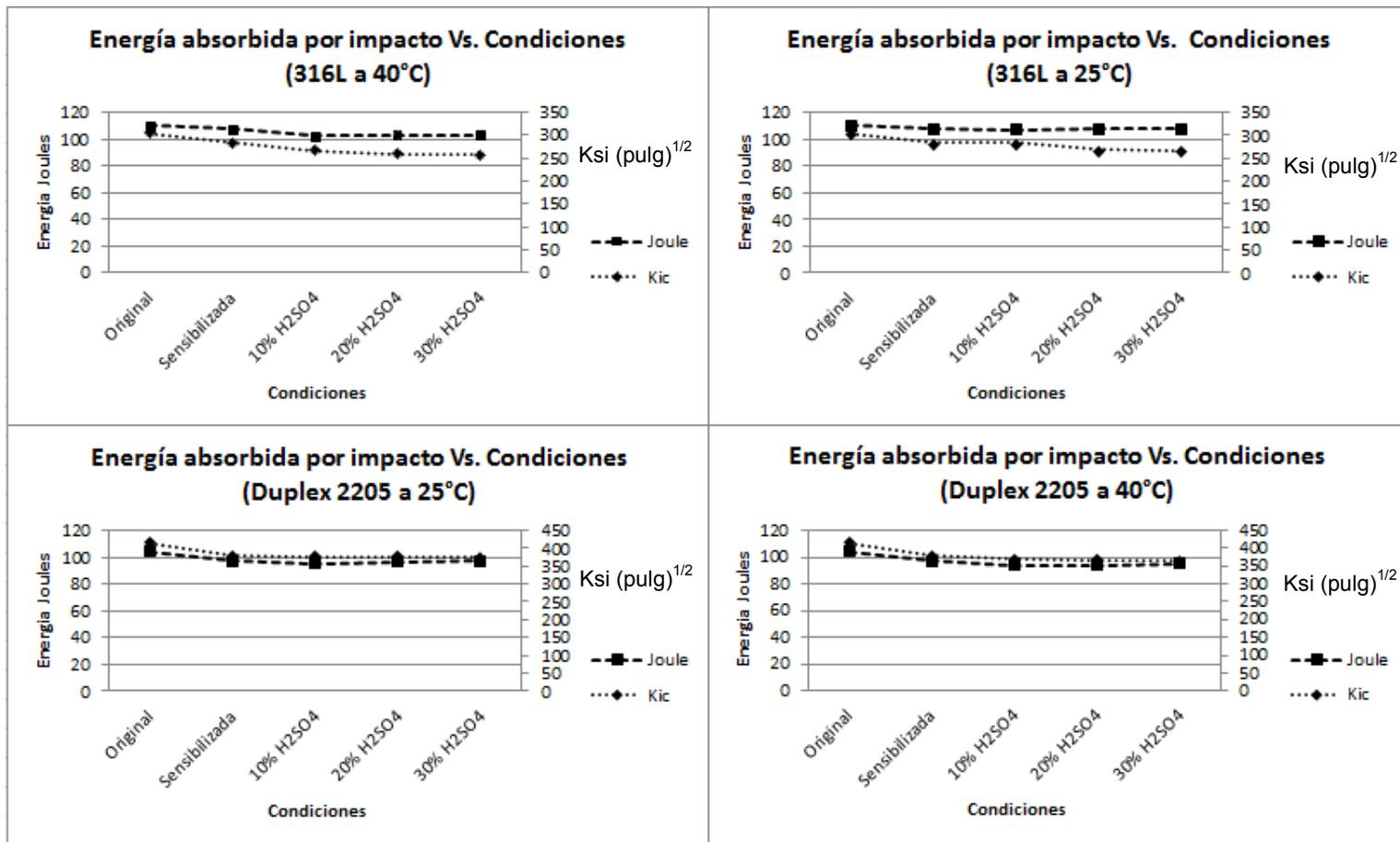


Figura 4.33: Tenacidad de Impacto, doble eje, a la derecha se expresa en K_{IC} y a la izquierda en Joule la correlación de Rolfe Novak-Barsom [2] en función de las condiciones de ensayo. (Fuente: el Autor).

Es importante resaltar que de las 80 probetas ensayadas ninguna se fracturo o se separó en dos partes, es decir ninguna partió de forma tal que permitiera analizar la superficie de fractura y esto es indicativo que el material en toda las condiciones es dúctil, pero esta información será evidenciada en la sección N° 4.15 de este capítulo.

Los resultados del ensayo de impacto Charpy en V indican que el H_2SO_4 generó una influencia o cambio en el material sobre la energía absorbida por impacto ya que al evaluar la figura N° 4.33 para todas las condiciones de H_2SO_4 en comparación de la condición original con la condición sensibilizada se evidencia que la variación de la CVN y K_{IC} del 6.78% para el acero inoxidable dúplex SAF 2205 y para el acero inoxidable 316L es de 1,96% y para la condiciones expuestas al ácido H_2SO_4 también existe un cambio en los valores de la condición original ya que la variación de la CVN y K_{IC} para las muestras del acero dúplex SAF 2205 a 25°C el valor porcentual es el mismo que para la condición sensibilizada, el valor porcentual para las muestras de acero dúplex SAF 2205 a 40°C es de 8,47%, el valor porcentual para el acero inoxidable 316L a 25°C es de 2,14% y para el acero inoxidable 316L su variación de la CVN y K_{IC} es de 6,42%, esto implica que existe una influencia del ácido H_2SO_4 sobre la energía absorbida por impacto para ambos aceros evaluados ya que la variación de la misma para todas las condiciones evaluados es en promedio de 8,5% y dicha variación es atribuible posibles cambios microestructurales generados por el procedo de sensibilización y a la pérdida de masa ocasionada por la corrosión superficial.

4.12: Fase XII: Análisis de Microestructura con Microscopia Óptica y MEB:

Para determinar cuál es el fenómeno que ocurrió en la microestructura de ambos aceros evaluados es necesario analizar los resultados obtenidos de los ensayos de microscopia óptica y microscopia electrónica de barrido así como también la química y dureza de las fases lo cual se detalla a continuación, la microscopia óptica fue realizada en las instalaciones del laboratorio de materiales de la Universidad de Carabobo.

El reactivo utilizado para el revelado de la microestructura para el acero 316L en todas las muestras analizadas fue 1gr. De Bisulfito de Sodio, 50ml de agua destilada y 15ml de ácido clorhídrico.

Para el análisis microestructural se analizaron en conjunto los resultados de la microscopia óptica, la microscopia electrónica y el EDX y para la microscopia electrónica de barrido se trabajó con electrones electro-dispersados a 30Kv.

4.12.1: Análisis de Microestructura con Microscopia Óptica y MEB del Acero Inoxidable 316L:

La preparación metalográfica se realizó según lo establecido en la Norma ASTM E3-11, el objetivo de revelar la microestructura de las probetas de tracción en la zona de fractura fue determinar los cambios microestructurales, como disminución del tamaño de grano, transformación de fases, segregaciones, precipitados, fracturas intergranulares o transgranulares por influencia del H_2SO_4 y se muestran en las figuras N° 4.34 a la figura 4.46 las microestructuras reveladas para cada condición. Desde la figura N° 4.34 hasta la figura N° 4.49 se muestran los resultados para el acero inoxidable 316L:

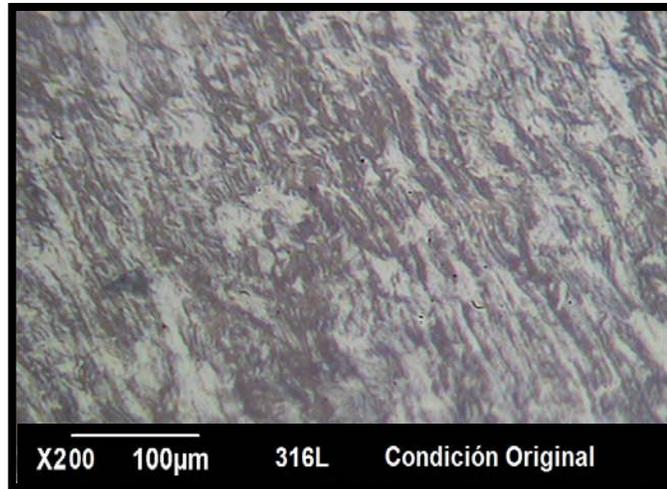


Figura N° 4.34: Microestructura del acero inoxidable 316L a 200x, por microscopía óptica, condición original. (Fuente: el Autor).

En la fotomicrografía mostrada en la imagen N° 4.34 se evidencia una estructura bifásica, en la cual destaca la zona oscura como fase ferrítica y la fase clara como la fase austenítica con orientación de granos deformados longitudinales que concuerdan con la orientación de la laminación, debido a que el material original es una plancha laminada en caliente.

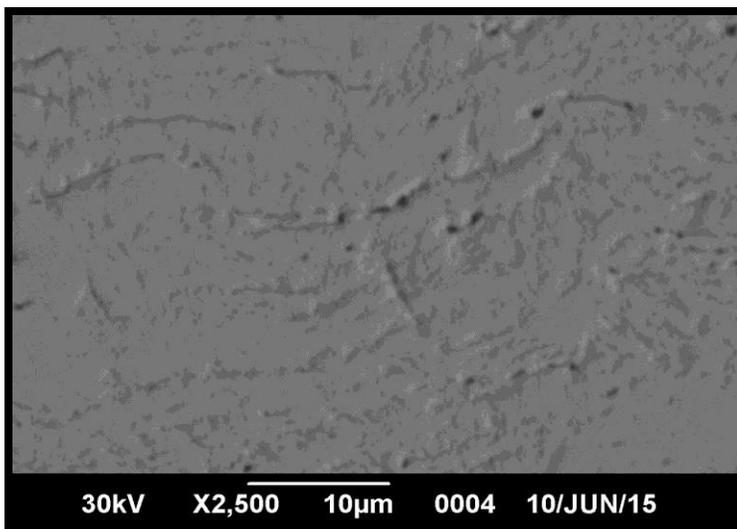


Figura N° 4.35: Microestructura del acero inoxidable 316L a 2500x, por microscopia electrónica de barrido, condición original. (Fuente: el Autor).

Detallando la figura N° 4.35, con microscopia electronica de barrido utilizando 30 Kvoltios para el ensayo asi como tambien la tecnica de electrones electro dispersados a 2500x se evidencia la presencia de nódulos oscuros en los límites de granos en baja densidad asi como también la presencia de grietas transgranulares a consecuencia del ensayo de traccion, tambien se evidencia en relieve la zona clara o zona austenitica arriba de la zona oscura la zona feritica para generar un mejor contraste para la interpretacion y analisis de las imágenes obtenidas por MEB, esto se aplicó a todas las imágenes mostradas en esta investigacion de MEB.

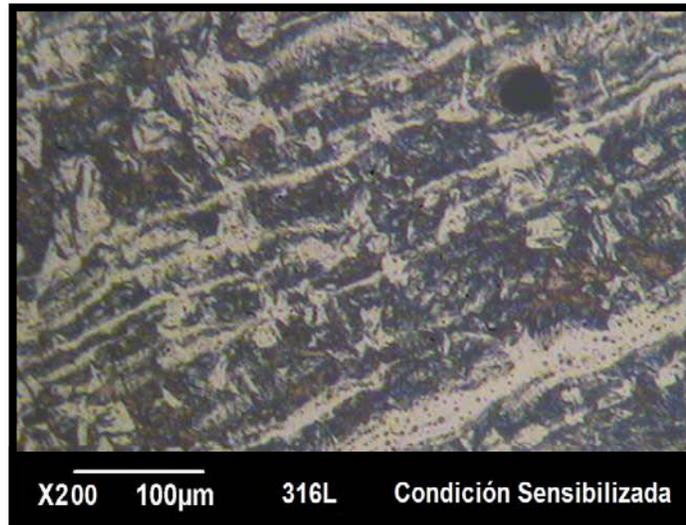


Figura N° 4.36: Microestructura del acero inoxidable 316L a 200x, por microscopía óptica, condición sensibilizada. (Fuente: el Autor).

Ya comparando la condición original del acero inoxidable 316L con la fotomicrografía mostrada en la figura N° 4.36 tomadas ambas a 200x se nota la existencia de microgrietas transgranulares y puntos intergranulares en la fase austenítica los cuales pueden ser carburos precipitados los cuales se analizaron con la técnica de EDX, así como también se evidencia la presencia de estos compuestos en los bordes de los granos.

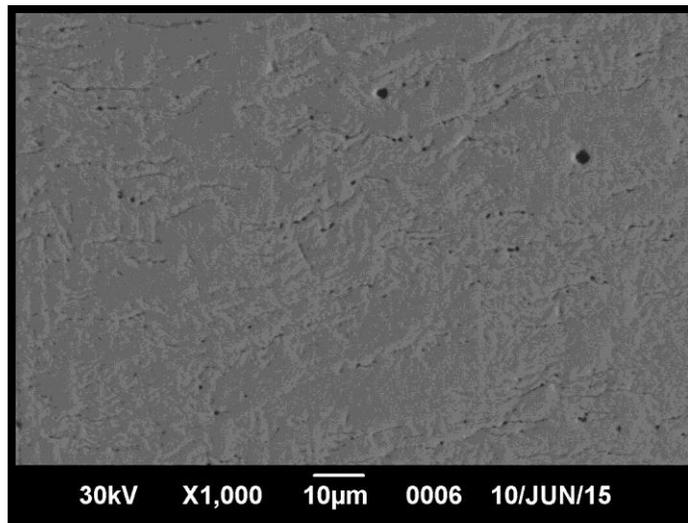


Figura N° 4.37: Microestructura del acero inoxidable 316L a 1000x, por microscopía electrónica de barrido, condición sensibilizada. (Fuente: el Autor).

Fotomicrografía en la que se evidencian defectos del proceso de fabricación como gases atrapados y poros como los que se encuentran en la figura antes mostrada N° 4.37 en la parte superior derecho, (Círculos negros).

Cabe destacar que en la fotomicrografía mostrada en la figura N° 4.37 que existe un aumento de nódulos oscuros en los límites de grano en comparación con la condición inicial mostrada en la figura N° 4.35, lo que implica que dicho proceso produce en el acero inoxidable 316L una precipitación de nódulos en los límites de grano, dichos nódulos precipitados se analizaron con EDX y se muestran los resultados en la figura N° 4.38:

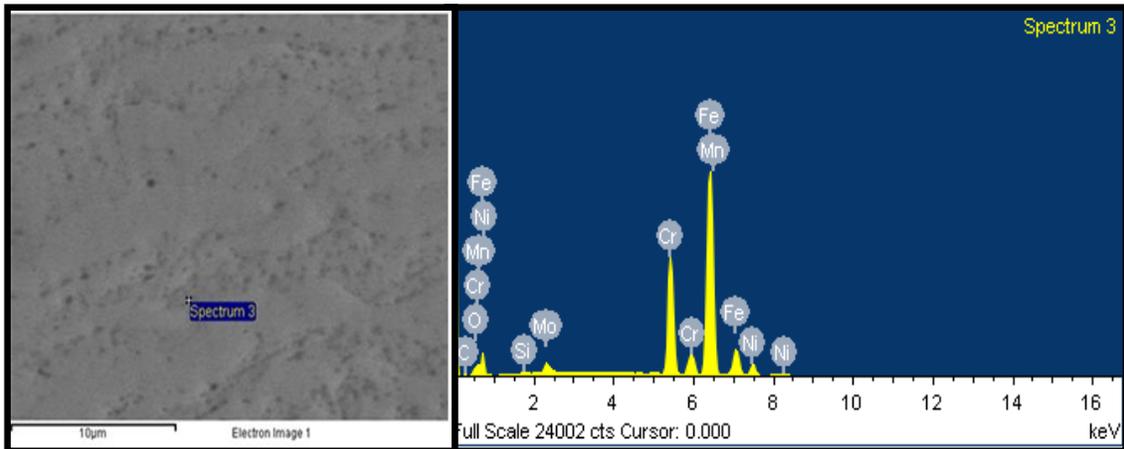


Figura N° 4.38: Resultados del EDX de los nódulos precipitados en los límites de grano de la probeta sensibilizada de 316L. (Fuente: el Autor).

Tabla N° 4.16: Composición química de nódulos precipitados en los límites de grano de la probeta sensibilizada de 316L. (Fuente: el Autor).

Elemento	% en peso.
C	7.95
O	1.69
Si	0.51
Cr	21.62
Mn	1.55
Fe	58.55
Ni	4.60
Mo	3.53
Total	100.00

De la figura N° 4.37 se procedió por medio de la técnica EDX a analizar la química de los precipitados en los límites de grano del acero inoxidable 316L dando como resultado que la alta concentración de carbono y cromo indica que dichos nódulos son carburos de cromo precipitados en forma esferoidal en los límites de grano.

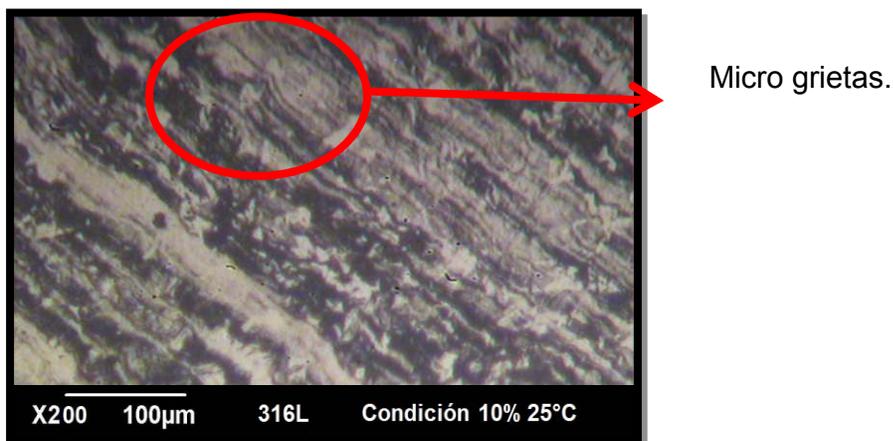


Figura N° 4.39: Microestructura del acero inoxidable 316L a 200x, por microscopia óptica, condición 10% de H_2SO_4 a 25°C. (Fuente: el Autor).

Se señala en la figura N° 4.39 para la condición de exposición al 10% de H_2SO_4 a 25°C dentro de la circunferencia roja microgrietas Intergranulares en los granos de la fase austenítica del acero inoxidable 316L y carburos precipitados en los bordes del grano. Dicho agrietamiento es a consecuencia de que los precipitados de carburos de cromo funcionan como concentradores de esfuerzo y durante el ensayo de tracción las grietas nuclean en los puntos de alta tensión y produce una disminución de la resistencia mecánica del acero sensibilizado.



Figura N° 4.40: Microestructura del acero inoxidable 316L a 200x, por microscopía óptica, condición 10% de H_2SO_4 a $40^\circ C$. (Fuente: el Autor).

Claramente indicado en la fotomicrografía mostrada en la figura N° 4.40 del acero inoxidable 316L expuesto al H_2SO_4 a $40^\circ C$ entre un círculo rojo las micro-grietas longitudinales a los granos y la presencia de grietas nucleadas en los carburos precipitados, así como también defectos del proceso de fabricación como porosidades y gases atrapados, esta descripción es similar a la encontrada en la condición de 10% de H_2SO_4 a $25^\circ C$, es decir no existe diferencia microestructural en la condición de exposición al 10% de H_2SO_4 ambas temperaturas, por lo que la temperatura no influye en la microestructura del acero inoxidable 316L para esta concentración de H_2SO_4 .

En la fotomicrografía señalada en la figura N° 4.41 se muestra por microscopía electrónica de barrido el acero inoxidable 316L sometido a 10% de H_2SO_4 a $40^\circ C$ en la cual se muestra en círculos rojos las microgrietas de aproximadamente 7 nanómetros de longitud a lo largo de los límites de grano, también se evidencia la presencia de los carburos precipitados en los límites de grano en mayor proporción que en la condición original.

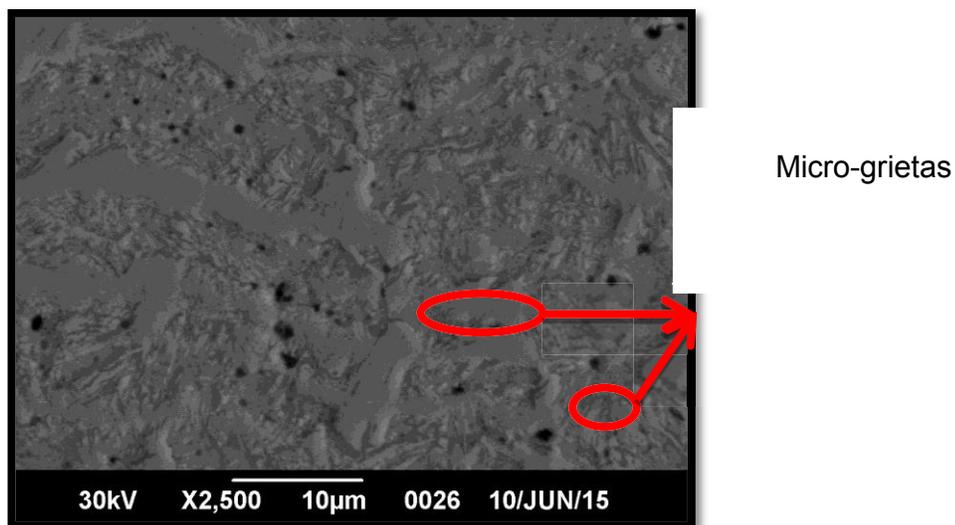


Figura N° 4.41: Microestructura del acero inoxidable 316L a 200x, por microscopía óptica, condición 10% de H₂SO₄ a 40°C. (Fuente: el Autor).

De la figura N° 4.41 se enfoca la zona con mayores carburos precipitados para el análisis por EDX que se muestra en la figura N° 4.42:

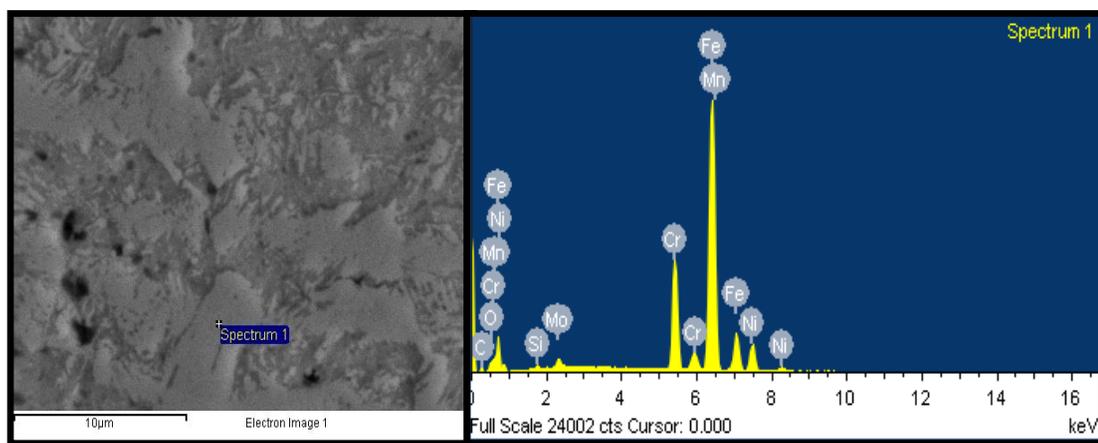


Figura N° 4.42: Resultados del EDX de los nódulos precipitados en los límites de grano de la probeta 10% de H₂SO₄ a 40°C del 316L. (Fuente: el Autor).

Tabla N° 4.17: Composición química de nódulos precipitados en los límites de grano en la probeta 10% de H₂SO₄ a 40°C del 316L. (Fuente: el Autor).

Elemento	% Peso
C	7.24
O	2.58
Si	0.55
Cr	16.06
Mn	1.11
Fe	60.64
Ni	9.22
Mo	2.61
Total	100.00

Según los resultados de la tabla N° 4.17, arrojados en el análisis químico por medio del EDX para los carburos precipitados en los límites de grano en la zona reflejada en la figura N° 4.41 y su respectivo espectro es mostrado en la figura N° 4.42, se tiene que los nódulos presentes en el acero inoxidable 316L sometido al ácido H₂SO₄ a 40°C por el alto contenido de carbono y cromo son carburos precipitados similares a los encontrados en la probeta del mismo acero sensibilizado, siendo el proceso de sensibilización el fenómeno que originó la migración de los átomos de carbono y cromo, generando la nucleación y precipitación esferoidal de estos componentes en la zona de alta energía como lo es el límite de grano.

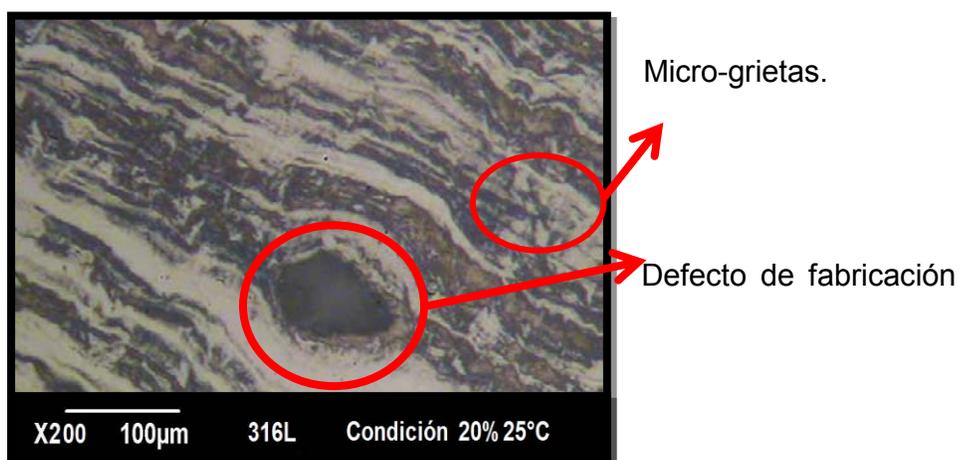


Figura N° 4.43: Microestructura del acero inoxidable 316L a 200x, por microscopía óptica, condición 20% de H_2SO_4 a $25^\circ C$. (Fuente: el Autor).

Es importante resaltar que no existe transformación microestructural a consecuencia de la interacción en el H_2SO_4 en los bordes de las probetas ensayadas de tracción para el acero Inoxidable 316L ya que la microestructura no cambia desde el borde al centro comparándolas fotomicrografías de las microestructuras de la condición original en la figura N° 4.34, para la condición sensibilizada en la figura N° 4.36, la figura N° 4.39 que corresponde a la condición de 10% de H_2SO_4 a $25^\circ C$ y la figura N° 4.43 de la condición 20% de H_2SO_4 a $25^\circ C$, lo que ratifica que no existe cambio por efecto del H_2SO_4 en la microestructura, no obstante se muestra en la figura N° 4.44 una fotomicrografía del acero 316L para la condición de 20% de H_2SO_4 a $25^\circ C$ con un aumento de 50x en la cual se ve que desde el borde de la probeta de tracción fracturada al centro no existe cambio microestructural, más si un poco de desalineación de la orientación de los granos columnares por la deformación al momento de fraccionarlas, ya que existe un desplazamiento hacia los bordes donde al final se forman los labios de corte, esto se indica en el análisis fractográfico en la sección N° 4.15 de este capítulo.

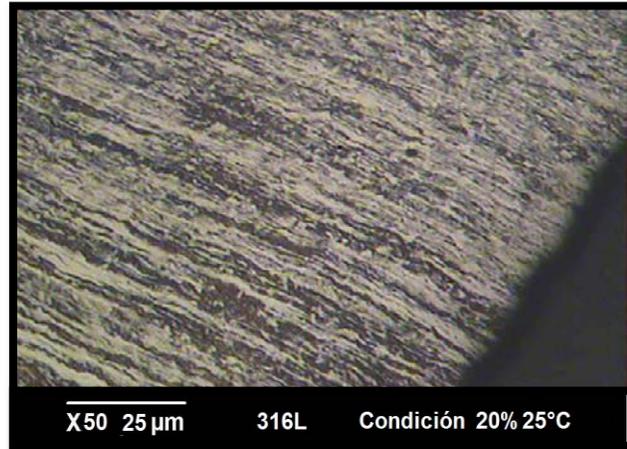


Figura N° 4.44: Microestructura del acero inoxidable 316L a 50x, por microscopía óptica en el borde, condición 20% de H_2SO_4 a 25°C. (Fuente: el Autor).

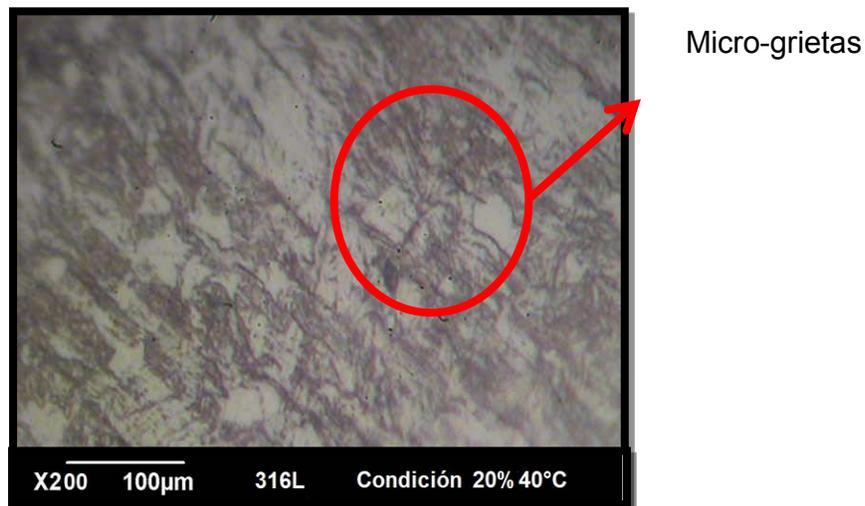


Figura N° 4.45: Microestructura del acero inoxidable 316L a 200x, por microscopía óptica, condición 20% de H_2SO_4 a 40°C. (Fuente: el Autor).

Debido al aumento de los carburos precipitados en los límites de grano y la pérdida de masa generada por el proceso corrosivo externo en el acero inoxidable 316L se evidencia en la fotomicrografía de este acero para la

condición de exposición al 20% H_2SO_4 a $40^\circ C$ la aparición de microgrietas intergranulares y transgranulares señaladas entre los círculos rojos de la figura N° 4.45, a diferencia de las concentraciones de 10% de H_2SO_4 a la condición sensibilizada y la condición original, y esto ocurre por la disminución de la sección transversal ya que para esta concentración la pérdida de masa fue de 3.3%.

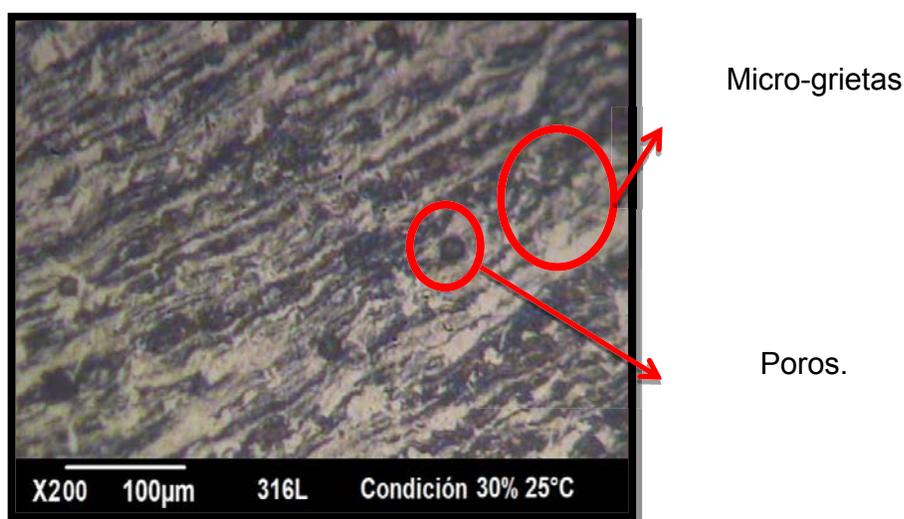


Figura N° 4.46: Microestructura del acero inoxidable 316L a 200x, por microscopía óptica grietas en el borde de los granos, condición de 30% de H_2SO_4 a $25^\circ C$. (Fuente: el Autor).

Resultado del analisis de la fotomicrografia mostrada en la figura N° 4.46 son las microgrietas intergranulares y transgranulares presentes en el acero inoxidable 316L sometido a la condición de exposicion de 30% de H_2SO_4 a $25^\circ C$ y también mostrado entre el circulo rojo inferior un poro el cual es un defecto del proceso de fabricaci3n.

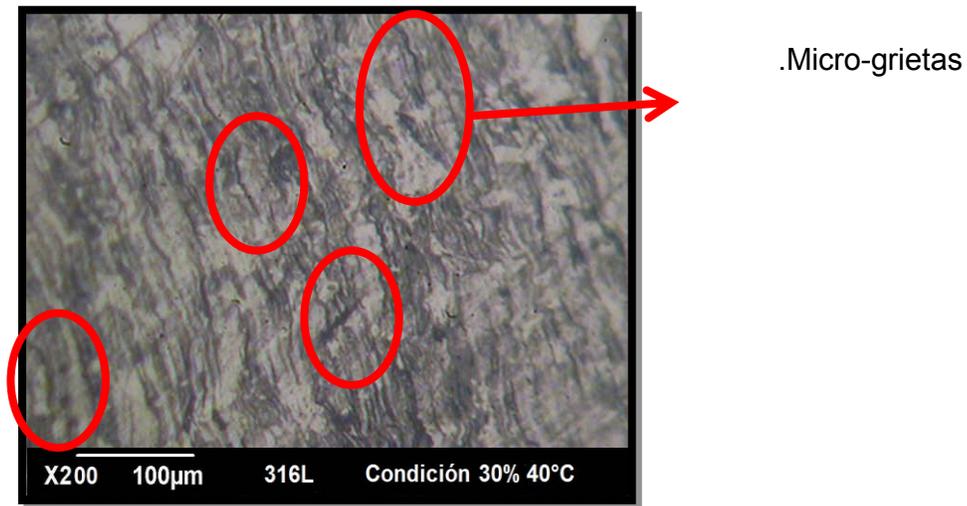


Figura N° 4.47: Microestructura del acero inoxidable 316L a 200x, por microscopía óptica, condición 30% de H_2SO_4 a $40^\circ C$. (Fuente: el Autor).

Se muestra en los círculos grietas longitudinales y transversales a los granos con carburos precipitados en los bordes de los granos de la figura N° 4.47 que corresponde a la condición de 30% de H_2SO_4 a $40^\circ C$ del acero inoxidable 316L visto a 200x, sin cambio microestructural en comparación con las fotomicrografías de las condiciones de exposición al H_2SO_4 de 10% y 20% llevando a concluir que el ácido H_2SO_4 no generó influencia sobre la microestructura ni cambio en la misma en las dos temperaturas evaluadas de $25^\circ C$ y $40^\circ C$.

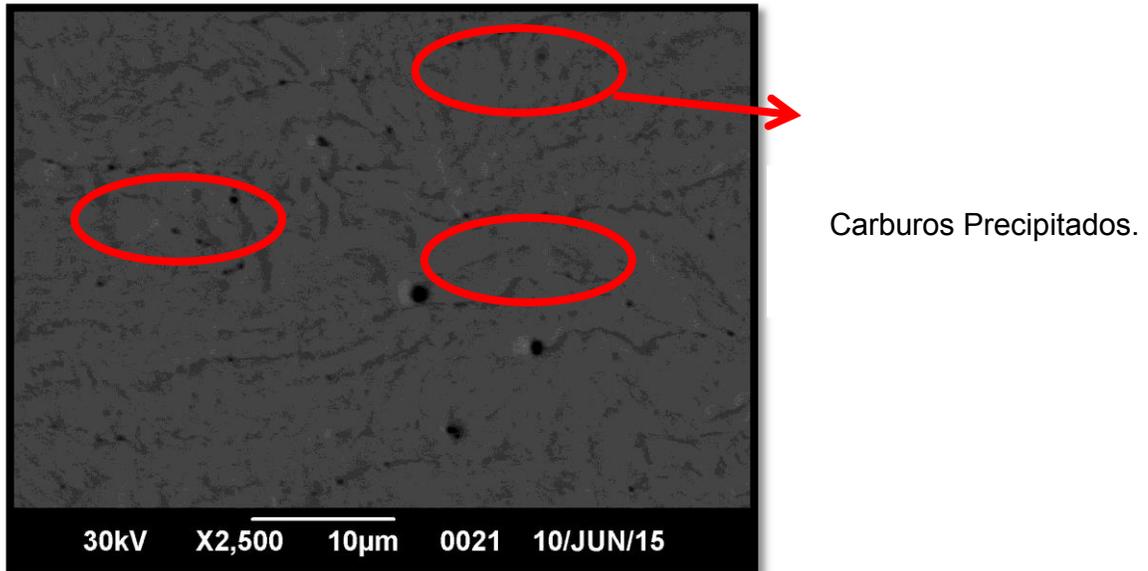


Figura N° 4.48: Microestructura del acero inoxidable 316L a 2500x, por microscopia electrónica de barrido, condición 30% de H_2SO_4 a 40°C. (Fuente: el Autor).

En la fotomicrografía vista en la figura N° 4.48 por microscopia electrónica de barrido a 2500x del acero inoxidable 316L en la condición de exposición de 30% de H_2SO_4 a 40°C se indica entre los círculos rojos la alineación de los carburos de cromo precipitados en los límites de grano en mayor proporción que la fotomicrografía de la condición original mostrada en la figura N° 4.34 y también se muestran en la parte central de la figura N° 4.48 la existencia de defectos de fabricación como poros, éste aumento de los concentradores de esfuerzo como lo es el alineamiento de los carburos precipitados por el proceso de sensibilización, la disminución de la masa por efecto de la corrosión externa y los defectos microestructurales de fabricación influyeron en la disminución de la resistencia mecánica del acero inoxidable 316L.

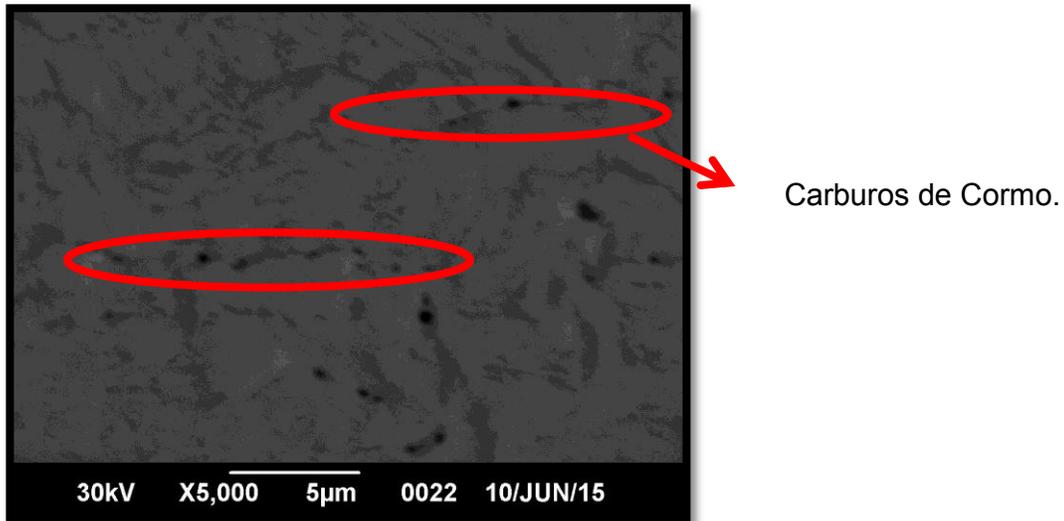


Figura N° 4.49: Microestructura del acero inoxidable 316L a 5000x, por microscopía electrónica de barrido, condición de 30% de H_2SO_4 a 40°C.
(Fuente: el Autor).

Se aumentó una sección de la figura N° 4.48 en la figura N° 4.49 ya que en ésta se muestra la fotomicrografía del acero 316L para la condición de exposición de 30% de H_2SO_4 a 40°C a 5000x en la cual se señala entre los círculos rojos la alineación de los carburos de cromo precipitados en los límites de grano y grietas en los límites de grano lo cual favoreció la disminución de la resistencia mecánica para este acero.

4.12.2: Análisis de microestructura con microscopía óptica y MEB del acero inoxidable dúplex SAF 2205:

El reactivo utilizado para el revelado de la microestructura para el acero inoxidable dúplex SAF 2205 en la microscopía óptica y la microscopía electrónica de barrido fue 1gr. De bisulfito de sodio, 50ml. de agua destilada y 15ml. de ácido clorhídrico.

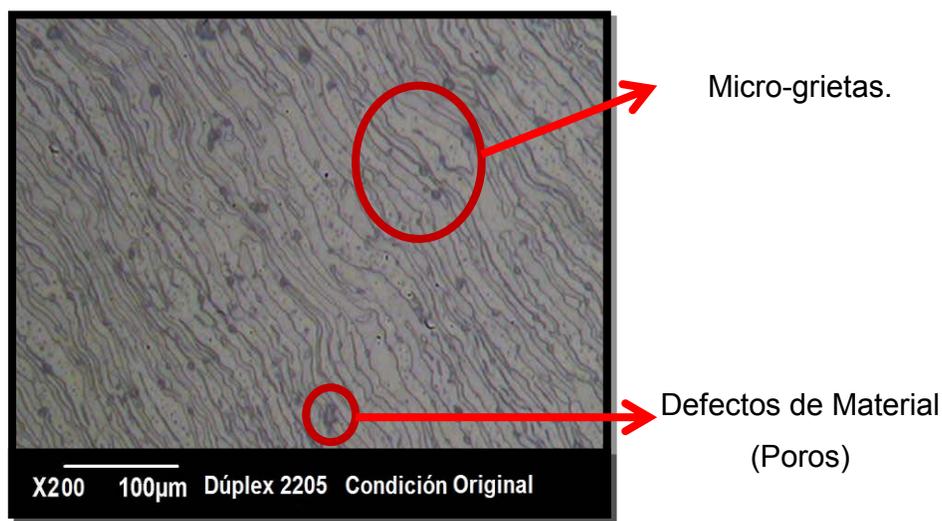


Figura N° 4.50: Microestructura del acero dúplex SAF 2205 a 200x, por microscopía óptica, condición original. (Fuente: el Autor).

De igual forma para el acero inoxidable dúplex SAF 2205 se indica en la figura N° 4.50 la microestructura característica de este acero sometido al proceso de conformado plástico por laminación en caliente de granos columnares direccionados según su laminación, una microestructura bifásica de la fase austenítica α superior en el relieve mostrado en la figura N° 4.51 y la fase ferrítica β inferior en el relieve.

Para la figura N° 4.51 se muestran los límites de grano de microestructura libre de precipitados y libre de defectos atribuibles al proceso de exposición al ácido H₂SO₄ la cual funcionó como un patrón de comparación para las condiciones de exposición al H₂SO₄ a las dos temperaturas 25°C y 40°C.

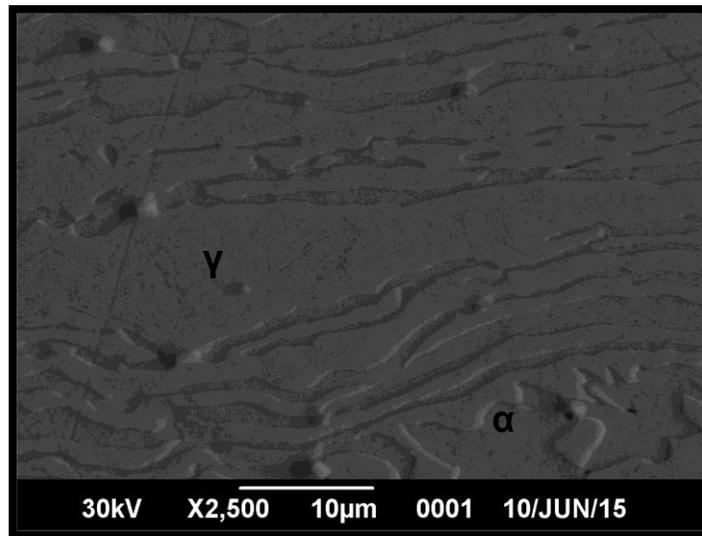


Figura N° 4.51: Microestructura del acero inoxidable dúplex SAF 2205 a 2500x, por microscopía electrónica de barrido, condición original. (Fuente: el Autor).

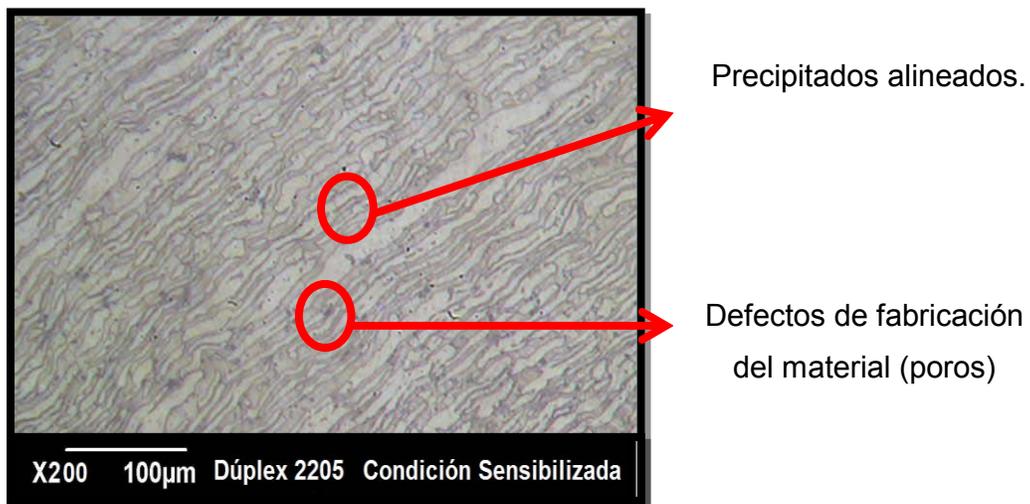


Figura N° 4.52: Microestructura del acero dúplex SAF 2205 a 200x, por microscopía óptica, condición sensibilizada. (Fuente: el Autor).

Analizando la fotomicrografía mostrada en la figura N° 4.52 de la microestructura del acero dúplex SAF 2205 en la condición sensibilizada visto por microscopía óptica a 200x y comparandola con la figura N° 4.50 se evidencia el aumento de los nódulos oscuros en los límites de los grano atribuible su aparición al proceso de sensibilización.

Se puede apreciar de mejor forma comparando la fotomicrografía en la figura N° 4.53 de la microscopía electrónica de barrido del acero Dúplex SAF 2205 a 2500x con la fotomicrografía de la figura N° 4.51 en la cual se resalta que la probeta sensibilizada presenta mayor densidad de puntos en los límites de grano los cuales se analizó su química por EDX y sus resultados se muestran en la figura N° 4.54 el espectro y en la tabla N° 4.16 su química.

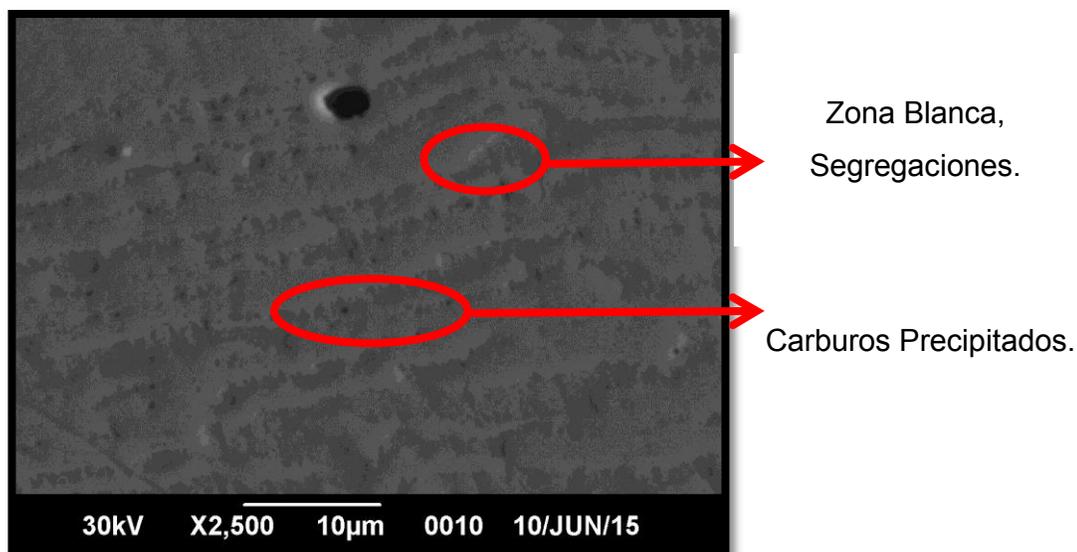


Figura N° 4.53: Microestructura del acero inoxidable dúplex SAF 2205 a 2500x, por microscopía electrónica de barrido, condición sensibilizada. (Fuente: el Autor).

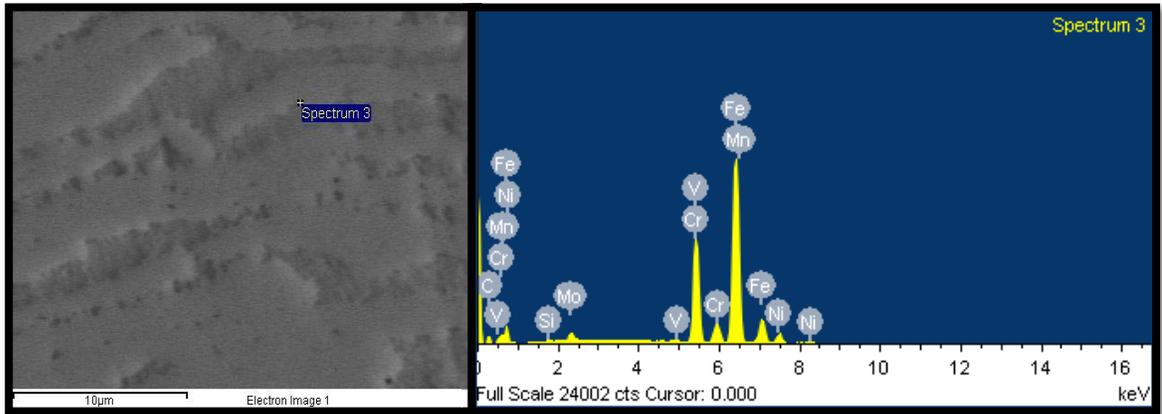


Figura N° 4.54: Resultados del EDX de los nódulos precipitados en los límites de grano de la probeta sensibilizada del acero dúplex SAF 2205. (Fuente: el Autor).

Tabla N° 4.18: Composición química de nódulos precipitados en los límites de grano en la probeta sensibilizada del acero dúplex SAF 2205. (Fuente: el Autor).

Elemento	% Peso
C	15.36
Si	0.41
V	0.14
Cr	20.32
Mn	1.55
Fe	55.02
Ni	4.17
Mo	3.02
Total	100.00

Los resultados del análisis químico efectuado en los límites de grano mostrados en el espectro de la figura N° 4.54 que provienen del aumento de una zona de la figura N° 4.53 y la química se indica en la tabla N° 4.18 arrojaron que un alto contenido de carbono y cromo por lo que se está en presencia de carburos de cromo en la probeta sensibilizada.

Cabe destacar que en el análisis microestructural por microscopia electrónica de barrido se detectó en las probetas de acero dúplex sensibilizadas la presencia de segregaciones en los granos de la fase α (Ferrítica), se le realizó ensayo de EDX para determinar la presencia de elementos en dicha zona y los resultados son expresados en la tabla N° 4.19 y mostrados en la figura N° 4.55:

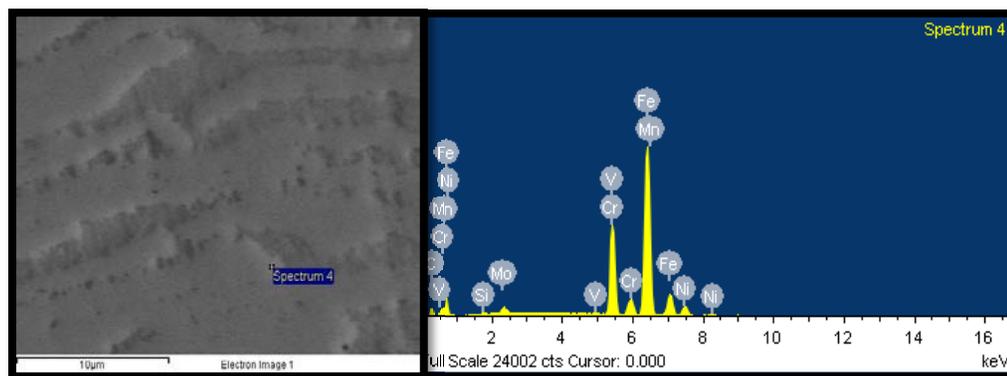


Figura N° 4.55: Resultados del EDX de la Segregación en los límites de grano de la probeta sensibilizada 675°C por 1 hora del acero dúplex SAF 2205.

(Fuente: el Autor).

Tabla N° 4.19: Composición química de la segregación en los límites de grano en la probeta sensibilizada 675°C por 1 hora del dúplex SAF 2205. (Fuente: el Autor).

Elemento	% Peso
C	0.18
Si	0.34
V	0.14
Cr	19.25
Mn	1.46
Fe	55.36
Ni	8.86
Mo	4.41
Total	100.00

Según la comparación de los resultados de la química por la zona clara señalada en la figura N° 4.55 en la que se indica la segregación en la cual se evidencia un aumento de elementos pesados en el borde del grano de la fase α (Ferrítica) como el Níquel y el Molibdeno, a consecuencia del proceso de sensibilización del material.

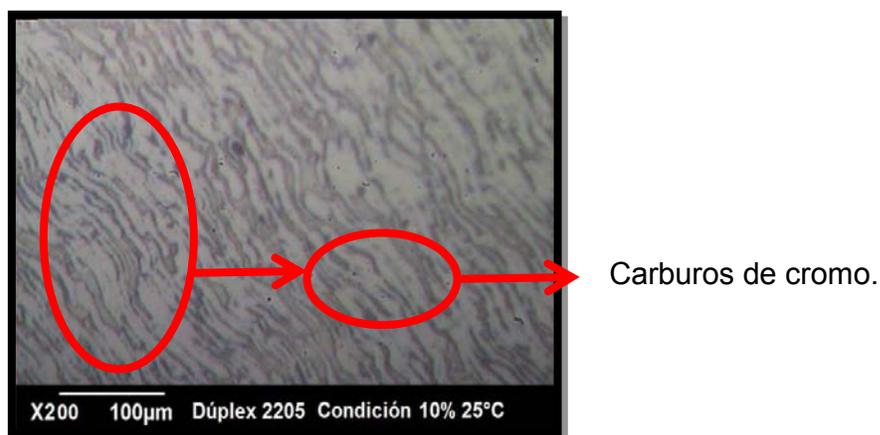


Figura N° 4.56: Microestructura del acero dúplex SAF 2205 a 200x, por microscopía óptica, condición de 10% de H₂SO₄ a 25°C. (Fuente: el Autor).

En la figura N° 4.56 se muestra la fotomicrografía de la microestructura del acero inoxidable dúplex SAF 2205 a la condición de exposición de 10% de H₂SO₄ a 25°C a 200x en la cual se indica entre los círculos rojos los carburos de cromo alineados en los límites de grano. Esta morfología de alineación de los carburos de cromo se ve de forma más clara en la figura N° 4.57 del mismo acero en la misma condición de exposición al ácido H₂SO₄ en la cual la alineación de estos precipitados originó la nucleación de una micro-grieta señalada en el círculo rojo inferior, además se señala la presencia de zonas claras precipitaciones de elementos pesados en el círculo de color rojo en la parte superior.

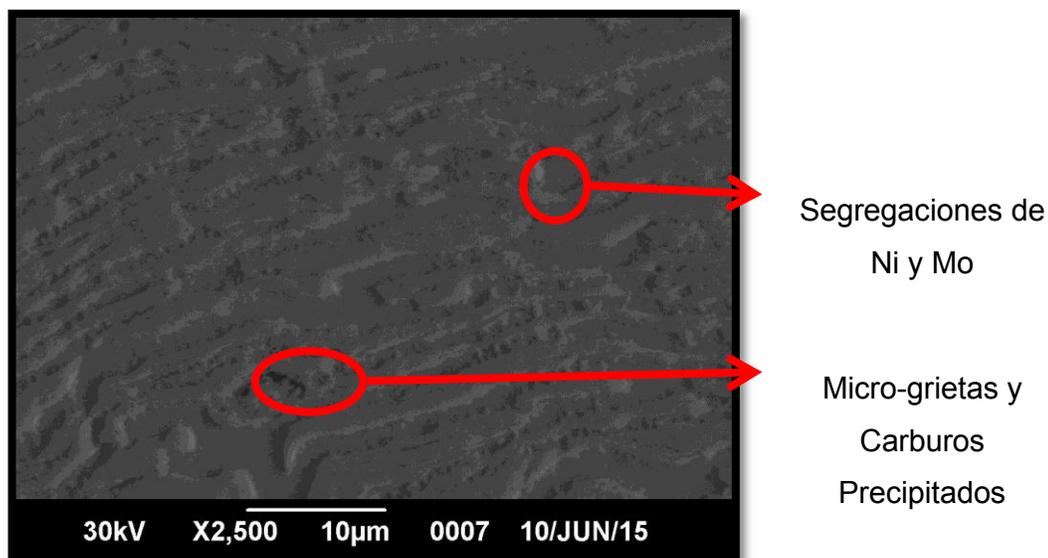


Figura N° 4.57: Microestructura del acero dúplex SAF 2205 a 2500x, por microscopía electrónica de barrido, condición de 10% de H₂SO₄ a 25°C.

(Fuente: el Autor).

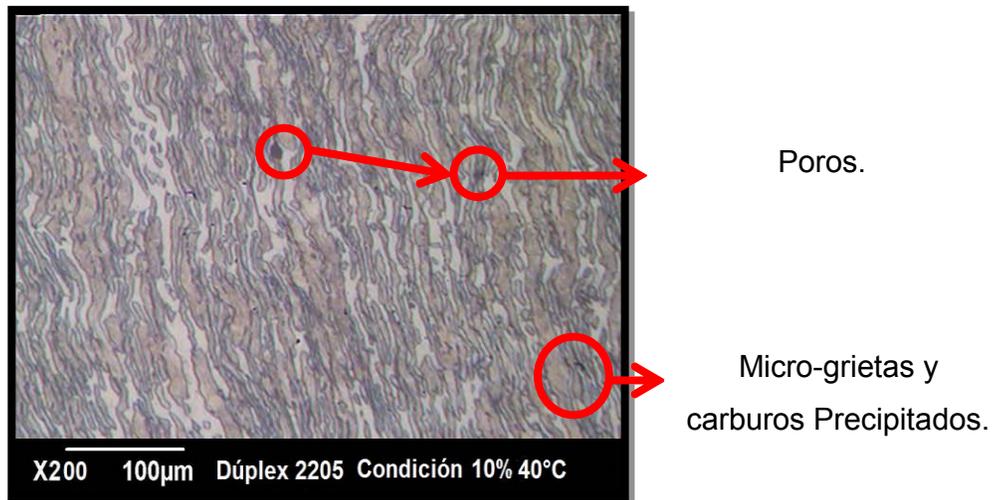


Figura N° 4.58: Microestructura del acero dúplex SAF 2205 a 200x, por microscopía óptica, condición de 10% de H_2SO_4 a 40°C. (Fuente: el Autor).

Comparando las figura N° 4.58 correspondiente a acero dúplex SAF 2205 expuesto a la condición del ácido H_2SO_4 a 10% con una temperatura de 40°C con la figura N° 4.50 condición original del dúplex SAF 2205, la figura N° 4.52 condición sensibilizada y la figura N° 4.56 condición de exposición de 10% de H_2SO_4 a 25°C se evidencia que no existe cambio microestructural atribuible a la influencia del H_2SO_4 y tampoco existe influencia por la variación de la temperatura en el proceso de exposición al H_2SO_4 en la microestructura del acero dúplex SAF 2205.

Si existe un aumento de la cantidad de carburos de cromo precipitados presentes en las probetas sensibilizadas de la figura N° 4.52 en comparación con la original de la figura N° 4.50 con lo cual se explica la disminución de la resistencia mecánica para esta condición.

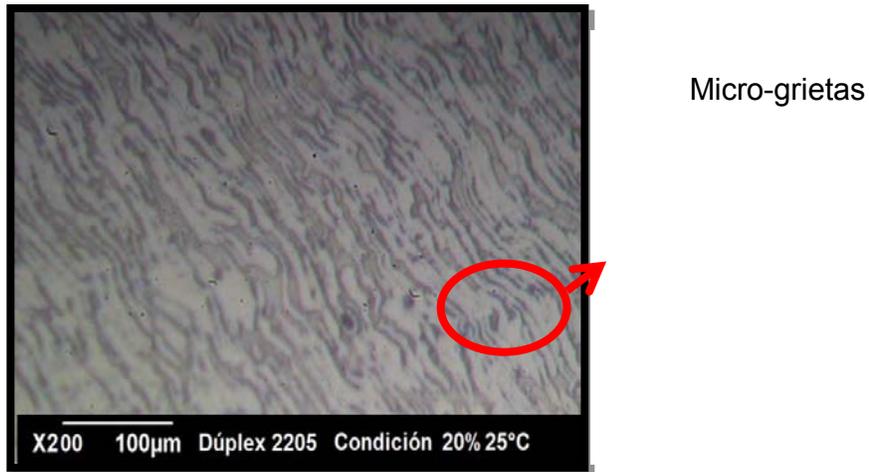


Figura N° 4.59: Microestructura del acero dúplex SAF 2205 a 200x, por microscopía óptica, condición de 20% de H_2SO_4 a 25°C. (Fuente: el Autor).

En la fotomicrografía en la figura N° 4.59 del acero inoxidable dúplex SAF 2205 a 200x con microscopía óptica se muestra encerrado con el círculo rojo la presencia de micro-grietas longitudinales a la orientación de los granos y carburos de cromo precipitados en los bordes de los granos de la fase α (ferrítica), así como también se evidencia la existencia de defectos del proceso de fabricación del acero como lo son los poros.

Las microgrietas encontradas en esta condición al igual que las anteriores condiciones evaluadas de 10% de H_2SO_4 a 25°C y a 40°C han nucleado en los precipitados de carburo de cromo en los límites de grano, por lo cual el fenómeno de sensibilización (proceso que origina esta precipitación) es la causa de la disminución de la resistencia mecánica del acero inoxidable dúplex SAF 2205.

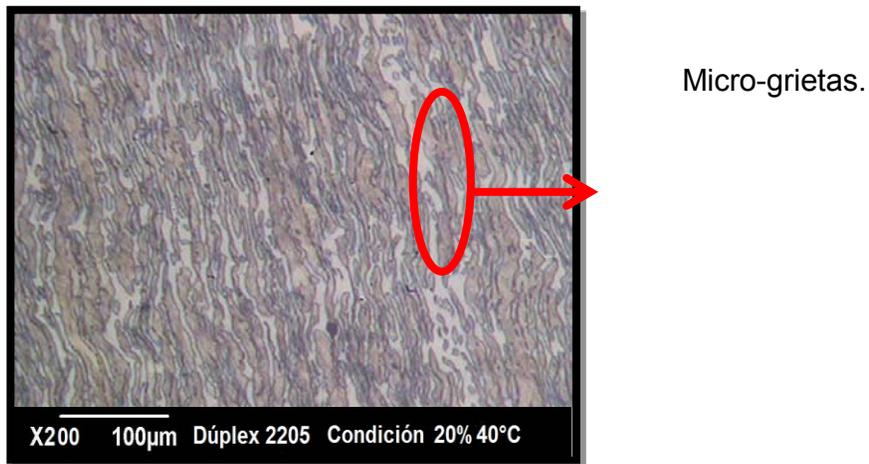


Figura N° 4.60: Microestructura del acero dúplex SAF 2205 a 200x, por microscopía óptica, condición de 20% de H_2SO_4 a 40°C. (Fuente: el Autor).

Es importante resaltar que no existe transformación microestructural a consecuencia de la interacción en el H_2SO_4 en los bordes de las probetas ensayadas de tracción para el acero inoxidable dúplex SAF 2205 ya que la microestructura no cambia desde el borde al centro, lo cual se evidencia en la comparación del grupo de figuras que van desde la N° 4.50 a la N° 4.61:



Figura N° 4.61: Microestructura del acero dúplex SAF 2205 a 50x, por microscopía óptica, condición de 30% de H_2SO_4 a 25°C. (Fuente: el Autor).

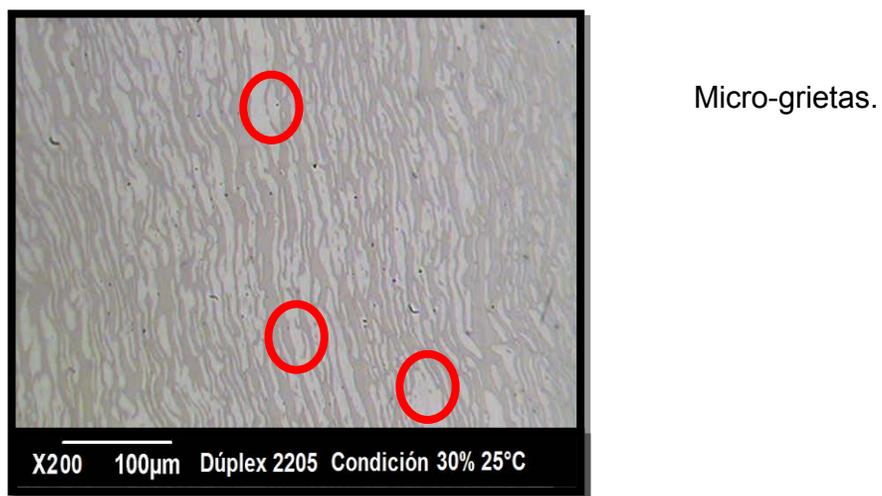


Figura N° 4.62: Microestructura del acero dúplex SAF 2205 a 50x, por microscopía óptica, condición de 30% de H_2SO_4 a 25°C. (Fuente: el Autor).

Entre los círculos rojos en la figura N° 4.62 correspondiente a la fotomicrografía del acero inoxidable dúplex SAF 2205 con microscopía óptica a 200x se muestra las micro-grietas transgranulares nucleadas en los precipitados de carburo de cromo generados durante el proceso de sensibilización.

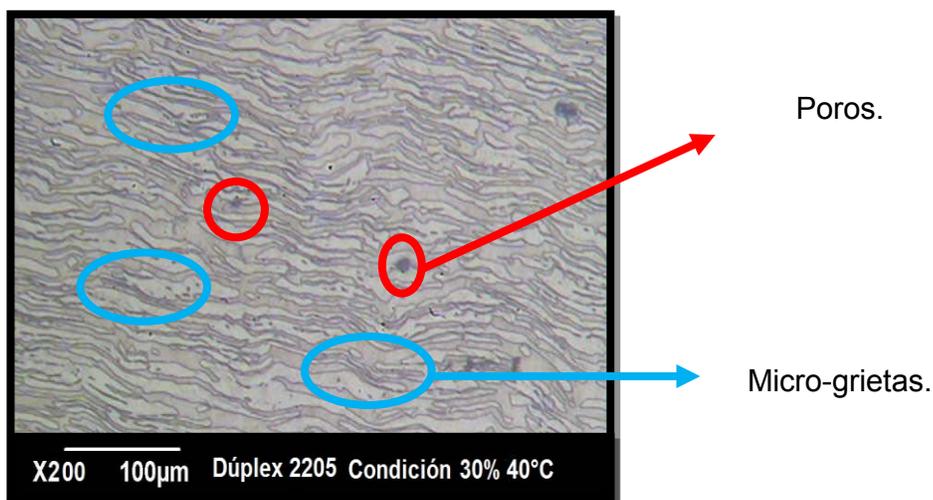


Figura N° 4.63: Microestructura del acero dúplex SAF 2205 a 50x, por microscopía óptica, condición de 30% de H_2SO_4 a 40°C. (Fuente: el Autor).

Del análisis de la figura N° 4.63 que es la fotomicrografía del acero inoxidable dúplex SAF 2205 visto con microscopía óptica a 200x de la condición de exposición de 30% de H_2SO_4 a 40°C se evidencia la presencia de microgrietas alineadas en los límites de grano y defectos de fabricación, además se evidencia mayor densidad de grietas y este fenómeno se debe a que para las condiciones más severas existe un ablandamiento del material debido a la pérdida de masa que en la concentración de 30% H_2SO_4 a 40°C fue de 4.5%.

En función de los resultados de los análisis microestructural y sus químicas se puede decir que el acero inoxidable 316L no sufrió un deterioro microestructural por acción a la exposición al H_2SO_4 mas sin embargo si por influencia del proceso de sensibilización en el cual dicho fenómeno generó nódulos en los límites de grano de la fase ferrítica de carburos de cromo precipitados, que originaron puntos críticos para el aumento de la ductilidad y disminución de la resistencia mecánica como el esfuerzo máximo y el esfuerzo de fluencia que se muestran en la figuras N° 4.30 y N° 4.31.

Además comparando con el trabajo de Sáenz, *et al* [15], estudiaron la fragilización del acero inoxidable dúplex SAF 2205 envejecido presentaron que el acero inoxidable dúplex SAF 2205 sometido a un tratamiento térmico de envejecimiento a una temperatura de 850 °C, durante tiempos de permanencia de 48 y 54 minutos y 1, 12 y 24 horas, observaron que existe un fenómeno de segregación de la fase σ presumiblemente debido a su un alto contenido de cromo y Níquel, según los valores arrojados por el EDX, es de aproximadamente 30% para todas las condiciones desde el centro a los bordes de los granos.

4.13: Fase XIII: Análisis de Macro-Dureza con Dureza ROCKWELL B:

Los resultados de la Macro dureza ROCKWELL B, se muestran en la Tabla N° 4.20. en la cual se evidencia un patrón para ambos aceros de incremento leve en la dureza partiendo de la condición inicial exceptuando las probetas de acero inoxidable 316L sometidas al H₂SO₄ a 25°C que no evidenciaron cambio en su dureza, además se evidencia un incremento por el proceso de sensibilización es razonable ya que se fomentó la precipitación de carburos que se muestran en la fotomicrografía N° 4.37 para el acero inoxidable 316L y en la N° 4.53 para el acero inoxidable dúplex SAF 2205.

Tabla N° 4.20: Resultados de dureza ROCKWELL B con una carga de 10Kg.
(Fuente: el Autor).

	Acero 316L (DR _B)		Acero Dúplex SAF 2205 (DR _B)	
Original	75		80	
Sensibilizada	76		82	
Condiciones	25°C	40°C	25°C	40°C
10% H ₂ SO ₄	84	80	94	90
20% H ₂ SO ₄	84	80	94	91
30% H ₂ SO ₄	84	81	95	92

Se observa un aumento de dureza en comparación de la condición original a la condición sensibilizada en ambos aceros con un incremento del

1.5% para el acero 316L y para el acero dúplex SAF 2205 fue de 2.5% que se atribuye a la formación de carburos precipitados por el proceso de sensibilización realizados en las muestras que se evidencian en las figuras N° 4.37 para el acero inoxidable 316L y en la N° 4.53 para el acero inoxidable dúplex SAF 2205, dicho aumento se evidencia gráficamente en la figura N° 4.63.

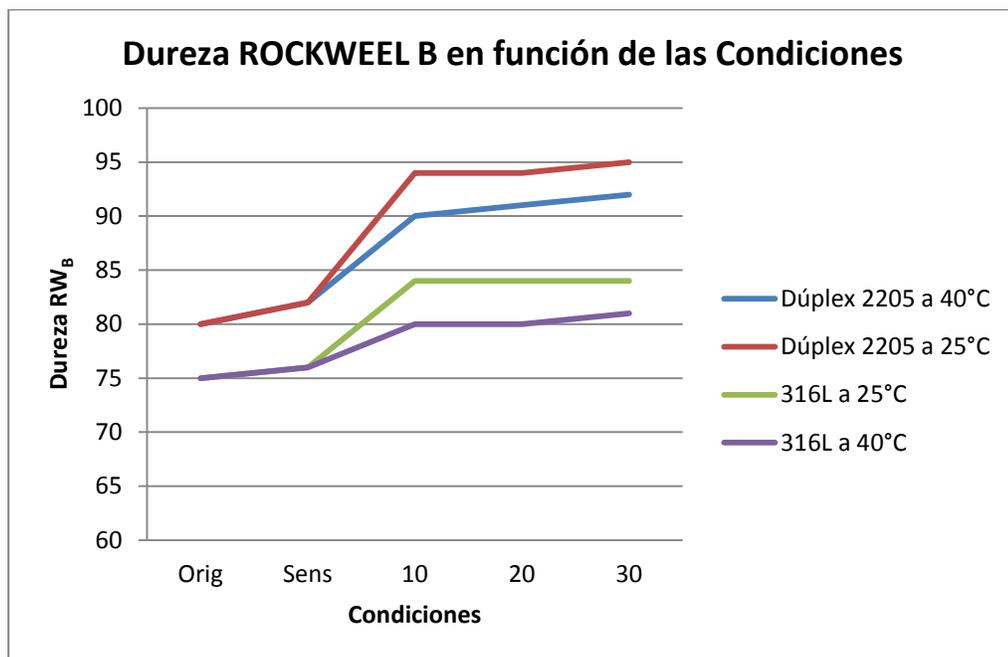


Figura N° 4.64: Gráficas de dureza ROCKWELL B. (Fuente: el Autor).

También es notorio que la influencia del ácido H₂SO₄ en las muestras al 10%, 20% y 30% generó un incremento de la dureza superficial de ambos aceros evaluados pero variable por la temperatura de exposición al ácido H₂SO₄ por lo cual se analizaron por separado cada temperatura y cada acero, arrojando lo siguiente:

Para el acero inoxidable 316L el incremento de la dureza superficial de la condición de exposición extrema de 30% de H_2SO_4 a $40^\circ C$ en comparación con la dureza de la probeta sensibilizada fue del 6.5% y para el acero inoxidable dúplex SAF 2205 el incremento de la condición de exposición extrema de 30% de H_2SO_4 a $40^\circ C$ con la condición sensibilizada fue de 13%, esto implica que la influencia que ejerce el ácido H_2SO_4 sobre los aceros inoxidables evaluados es un endurecimiento superficial y mayor para el acero dúplex SAF 2205 que para el acero inoxidable 316L, la causa de esto es que dicho ácido produjo en la superficie una capa de óxido pasivo natural en estos al estar sometidos a un compuesto corrosivo, dicho óxido que generó el proceso de pasivación de los aceros inoxidables 316L y dúplex SAF 2205 se evidencia en la figura N° 4.22 en la que se señalan las muestras en el momento de sacarlas del ácido H_2SO_4 y proceder a secarlas, se observa como en la superficie todavía quedaron restos o residuos de este óxido de color oscuro en la superficie de las mismas.

4.14: Fase XIV: Análisis de Micro -Dureza Vickers:

Se realizó el ensayo de dureza Micro Vickers para el análisis de la dureza de las fases y comparación con lo cual se determinó que el ácido no tiene influencia ni afectaba alguna de las fases presentes en los aceros evaluados, la carga utilizada para este ensayo fue de 10gr. Ya que se necesitó garantizar que la huella del indentador no cubriera dos fases, y los resultados arrojados para cada una de las fases del acero inoxidable dúplex SAF 2205 se indican en la tabla N° 4.21:

Tabla N° 4.21: Resultados de ensayo de Micro-dureza Vickers, (P=10gr)
(Fuente: el Autor).

Condición	Dúplex (40°C)	Dureza Vickers	Dúplex (25°C)	Dureza Vickers
Original	Ferrita	357	Ferrita	355
	Austenita	307	Austenita	317
Sensibilizada	Ferrita	361	Ferrita	358
	Austenita	308	Austenita	312
30% de H ₂ SO ₄	Ferrita	354	Ferrita	359,
	Austenita	318	Austenita	315

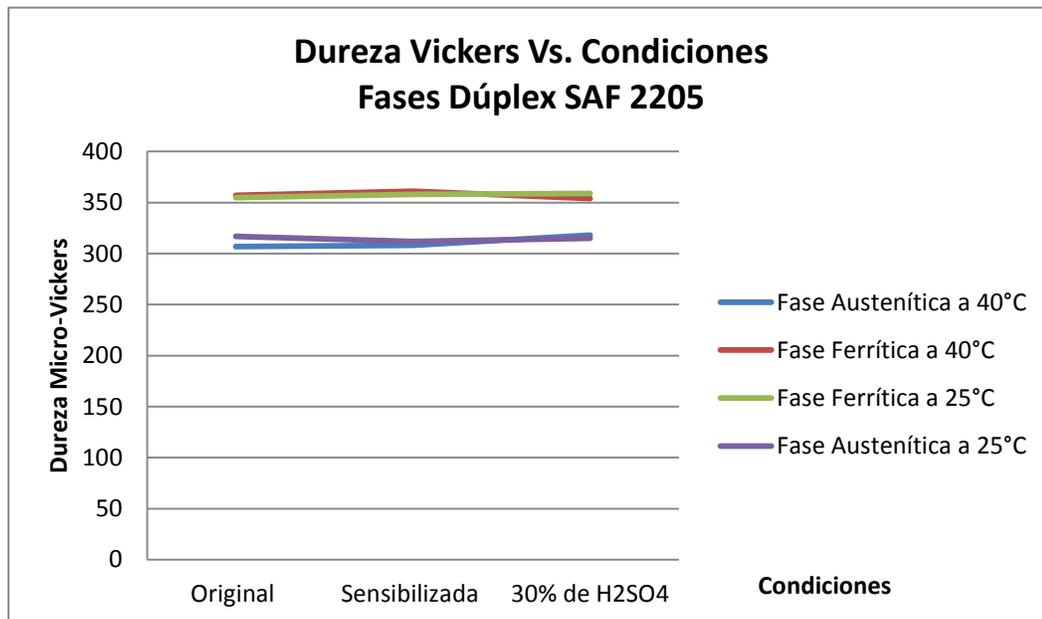


Figura 4.65: Valores de dureza Vickers de probetas de acero inoxidable dúplex SAF 2205 para cada una de las fases ferrita α y austenita γ en función de condiciones experimentales (Fuente: el Autor).

Según el análisis de los resultados de la Micro dureza Vickers en la gráfica de tendencias que se muestra en la figura N° 4.65, para el estudio de fases del acero inoxidable dúplex SAF 2205 se evidencia que no existe cambio representativo en las fases ya que la variación máxima es del 6% en comparación de la condición Original de la fase austenítica a la condición máxima de exposición al ácido de 30% de H_2SO_4 a $40^\circ C$.

En la figura N° 4.66 se muestra la huella dejada por el indentador utilizado para el ensayo de Micro-Dureza Vickers, en el cual se utilizó una carga de 10g:

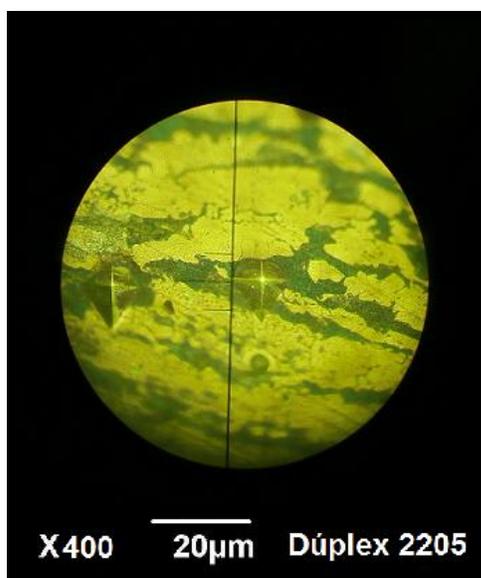


Figura N° 4.66: Huella de la micro dureza Vickers en la fase austenítica γ .
(Fuente: el Autor).

El comportamiento positivo del acero inoxidable dúplex SAF 2205 en comparación con el acero inoxidable 316L concuerda con los resultados de la investigación realizada en PEQUIVEN por Amado [15], en la cual determinó que el óptimo desempeño del acero inoxidable dúplex SAF 2205 UNS S32205

ASTM A789 bajo las condiciones electroquímicas presentes en los rehervidores de la sección de desorción de CO_2 y H_2S sistema de endulzamiento de gas - planta LGN II Complejo Petroquímico Ana María Campos, garantizando pasivación de la interfase metal-solución a través de la estabilidad de los óxidos de cromo formado, en este caso el comportamiento mecánico del acero Dúplex SAF 2205 luego de someterlo a las condiciones corrosivas evaluadas lleva a recomendar este acero para la fabricación de componentes en la planta de trituración de acumuladores automotrices de la empresa Fundición del Centro C.A. de igual forma como se realizó para la fabricación de los rehervidores de la sección de desorción de CO_2 y H_2S sistema de endulzamiento de gas planta LGN II Complejo Petroquímico Ana María Campos.

4.15: Fase XV: Análisis Fractográfico:

Finalmente se procedió al análisis fractográfico para determinar el tipo y mecanismo de fractura de las probetas traccionadas y ensayadas por impacto, dicho análisis se realizó tomando fotografías con el equipo JEOL modelo JSM-6390 de la Universidad Simón Bolívar mostrado en la figura N° 3.16, Los resultados fueron simplificados por acero ya que el comportamiento y la morfología fueron similares para todas las condiciones evaluadas.

4.15.1: Análisis Fractográfico para probetas de Impacto de acero Inoxidable 316L:

Para el análisis fractográfico de las probetas de acero inoxidable 316L sometidas al ensayo de impacto Charpy en V, se muestra la figura N° 4.67, en la cual se puede observar que para todas las condiciones evaluadas tanto de exposición al ácido H_2SO_4 , la condición original y la sensibilizada no hay cambio en la tenacidad lo que se mostró en la figura N° 4.27 e implica un comportamiento netamente dúctil ya que las probetas no fracturaron.

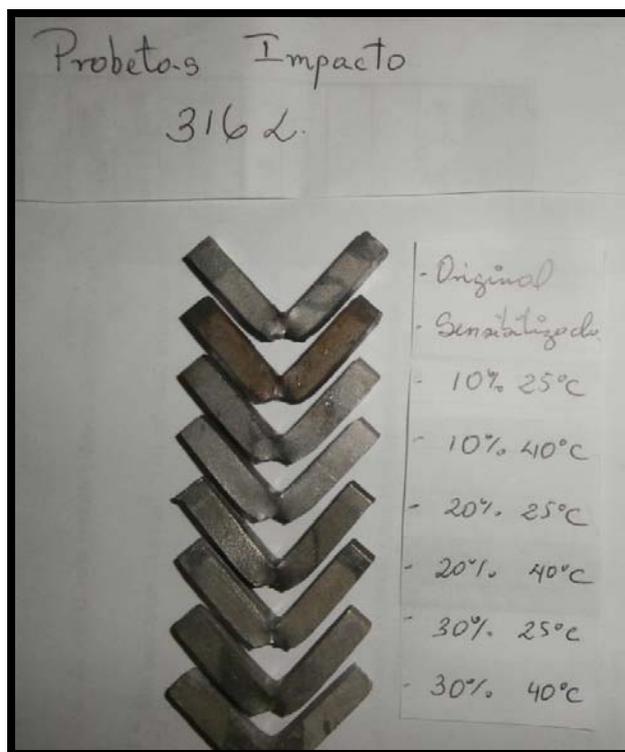


Figura N° 4.67: Probetas del ensayo de impacto Charpy en V de acero inoxidable 316L. (Fuente: el Autor).

Los ángulos de deformación para todas las condiciones evaluadas por el ensayo de impacto Charpy en V del acero inoxidable 316L que se muestran en la figura N° 4.67 son similares y no existe variación relevante por análisis visual, dichas probetas son las que arrojaron los valores promedio, ya que las probetas no fracturaron en un 100% fue imposible analizar la superficie de fractura por medio de MEB, pero indica este resultado que el material tiene un comportamiento dúctil y el H_2SO_4 no generó influencia sobre el mecanismo de fractura ni sobre la energía absorbida por impacto lo cual afirma los resultados de la sección N° 4.11: Fase XI: Ensayo de determinación de la energía absorbida por impacto.

4.15.2: Análisis Fractográfico para probetas de Impacto de acero Inoxidable Dúplex SAF 2205:

Para el análisis fractográfico de las probetas de acero inoxidable Dúplex SAF 2205 sometidas al ensayo de impacto Charpy en V, se muestra la figura N° 4.68, en la cual se puede observar que para todas las condiciones evaluadas tanto de exposición al ácido H_2SO_4 , la condición original y la sensibilizada no hay cambio en la tenacidad lo que se mostró en la figura N° 4.27 e implica un comportamiento netamente dúctil ya que las probetas no fracturaron.



Figura N° 4.68: Probetas del ensayo de impacto Charpy en V de acero inoxidable dúplex SAF 2205. (Fuente: el Autor).

De igual forma a la analizada en las muestras de acero inoxidable 316L se encuentran las del acero inoxidable dúplex SAF 2205, los ángulos de deformación para todas las condiciones evaluadas por el ensayo de impacto Charpy en V que se muestran en la figura N° 4.68 son similares y no existe variación relevante por análisis visual, dichas probetas son las que arrojaron los valores promedio, ya que las probetas no fracturaron en un 100% fue imposible analizar la superficie de fractura por medio de MEB, pero indica este resultado que el material tiene un comportamiento dúctil y el H_2SO_4 no generó influencia sobre el mecanismo de fractura ni sobre la energía absorbida por impacto mostrado en la figura N° 4.27, lo cual afirma los resultados de la sección N° 4.11: Fase XI: Ensayo de determinación de la energía absorbida por impacto.

4.15.3: Análisis Fractográfico para el acero inoxidable 316L probetas de Tracción:

Para el análisis y discusión de los resultados del análisis fractográfico de las probetas de tracción del acero inoxidable 316L, se tomó la superficie de fractura de las probetas, en la figura N° 4.69 se muestra la estricción y el cuello formado durante el ensayo de tracción.

En la figura N° 4.69 se señala la superficie de fractura de probeta de acero inoxidable 316L sometida a la condición de exposición de ácido a 30% de H_2SO_4 a 40°C la cual es dúctil, por la presencia del cuello de deformación y la reducción del área en la zona de fractura así como la existencia de labios de corte cuando ya la carga aplicada excede el esfuerzo de rotura del material en el área final adherida.

Una vez preparada la superficie de las probetas de tracción se procedió a la evaluación de las mismas por MEB y se muestra en la figura N° 4.70 la superficie de fractura de la probeta de acero inoxidable 316L en la condición

original, a 50x, en la cual se ven los labios de corte zona dúctil-frágil y en el centro cavidades y dimples correspondiente a un comportamiento de fractura dúctil, así como la estricción de la probeta.



Figura N° 4.69: Probeta de acero inoxidable 316L expuesta a la condición de 30% de H_2SO_4 a $40^\circ C$, ya traccionada. (Fuente: el Autor).

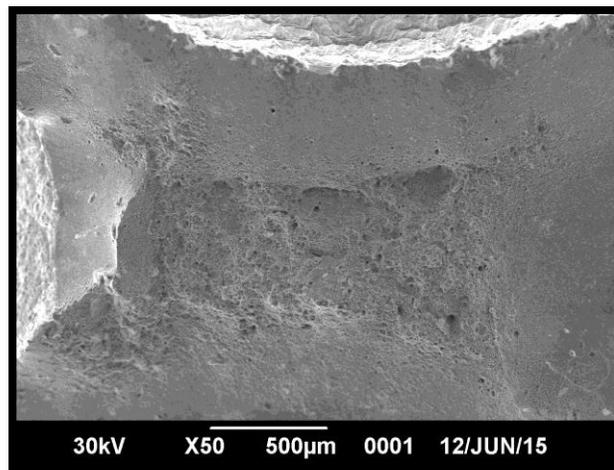


Figura 4.70: Superficie de fractura de probeta de tracción de acero inoxidable 316L a 50x, con microscopia electrónica de barrido, condición original. (Fuente: el Autor).

Este estudio fractográfico se realizó a aumentos constantes de 250x para análisis y para detalles a 750x, por lo cual se muestra en la figura N° 4.71 la fotomicrografía de la probeta de tracción de acero inoxidable 316L a 250x en la condición original y se detalla en la figura N° 4.72 la fotomicrografía de la probeta de tracción de acero inoxidable 316L a 750x, en su condición original y se detalla la presencia de microcavidades también conocidas como “Dimples” lo que implica que el material tuvo un comportamiento dúctil al momento de la fractura.

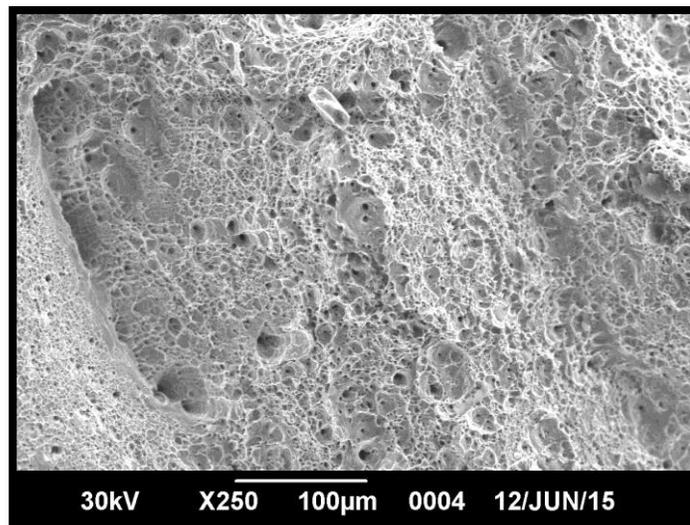


Figura 4.71: Fotomicrografía de la superficie de la probeta de tracción de acero inoxidable 316L a 250x, con MEB, condición original. (Fuente: el Autor).

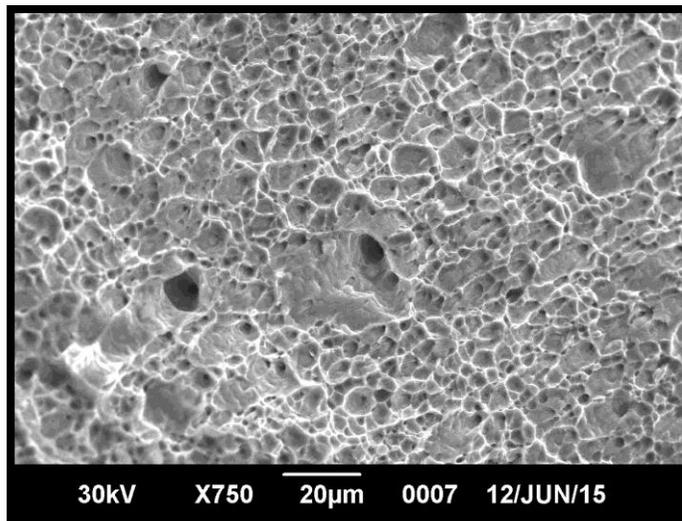


Figura 4.72: Fotomicrografía de la superficie de la probeta de tracción de acero inoxidable 316L a 750x, con MEB, condición original. (Fuente: el Autor).

Comparando el detalle de las fotomicrográficas de las probetas de tracción del acero inoxidable 316L de la condición original en la figura N° 4.72 a 750x con la figura N° 4.73 de la condición sensibilizada, se evidencia que existen en la condición sensibilizada un mecanismo de coalescencia de las cavidades y producto del rompimiento de los dimples o microcavidades que indican un aumento de la ductilidad de la condición sensibilizada a la condición original, con acuerdo con los resultados del ensayo de tracción plana, donde al evaluar la ductilidad se repite el comportamiento, esto se mostró en la figura N° 4.33: “Valores de elongación de las probetas de tracción” y también en la tabla N° 4.13: “Resultados de la elongación porcentual”.

En la figura N° 4.73 se muestra en núcleo de los dimples y se evidencia que la formación de este fenómeno se originó por el proceso de deformación plástica generado por el ensayo de tracción plana.

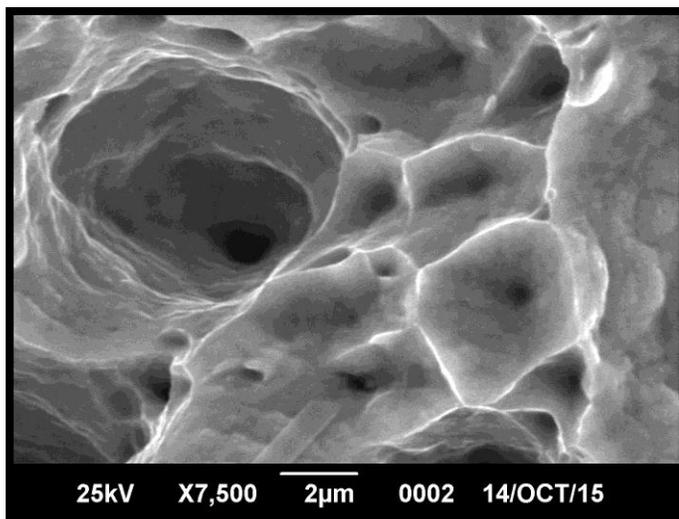


Figura 4.73: Fotomicrografía de la superficie de la probeta de tracción de acero inoxidable 316L a 7500x, con MEB, condición original. (Fuente: el Autor).

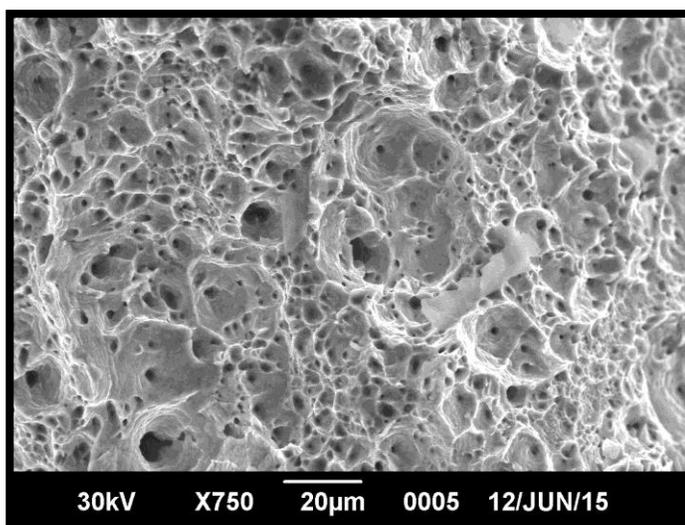


Figura 4.74: Fotomicrografía de la superficie de la probeta de tracción de acero inoxidable 316L a 750x, con MEB, condición sensibilizada. (Fuente: el Autor).

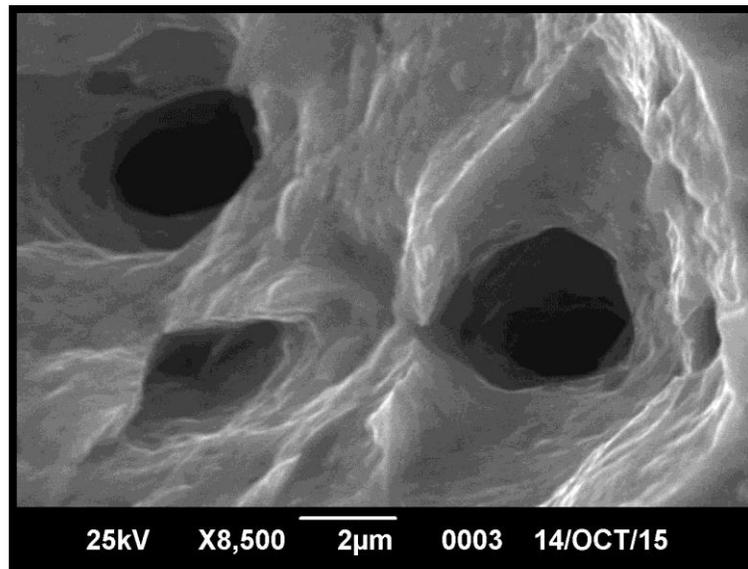


Figura 4.75: Fotomicrografía de la superficie de la probeta de tracción de acero inoxidable 316L a 8500x, con MEB, condición sensibilizada. (Fuente: el Autor).

Comparando la Figura N° 4.73 con la Figura N° 4.75 la nucleación de los dimples se dio por el proceso de deformación plástica del acero inoxidable 316L en forma natural, esto indica que la precipitación de los carburos de cromo por efecto del proceso de sensibilización en los límites de grano no afecto el proceso de nucleación de los dimples, mas sin embargo por el endurecimiento del material si existe un aumento de la cantidad de dimples.

A continuación se muestran las microfotografías de la condición de 30% de H_2SO_4 a $40^\circ C$ con la cual se comparó con la condición original y con la condición sensibilizada.

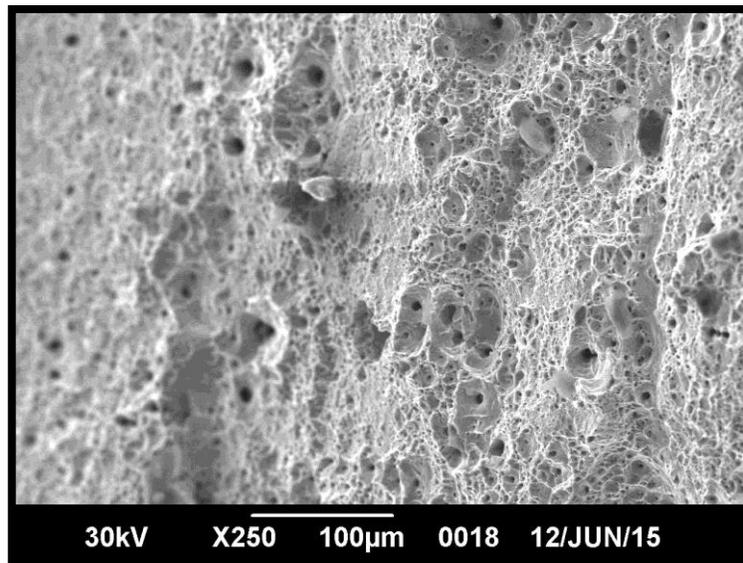


Figura 4.76: Fotomicrografía de la superficie de la probeta de tracción de acero inoxidable 316L a 250x, con MEB, condición 30% de H_2SO_4 a 40°C. (Fuente: el Autor).

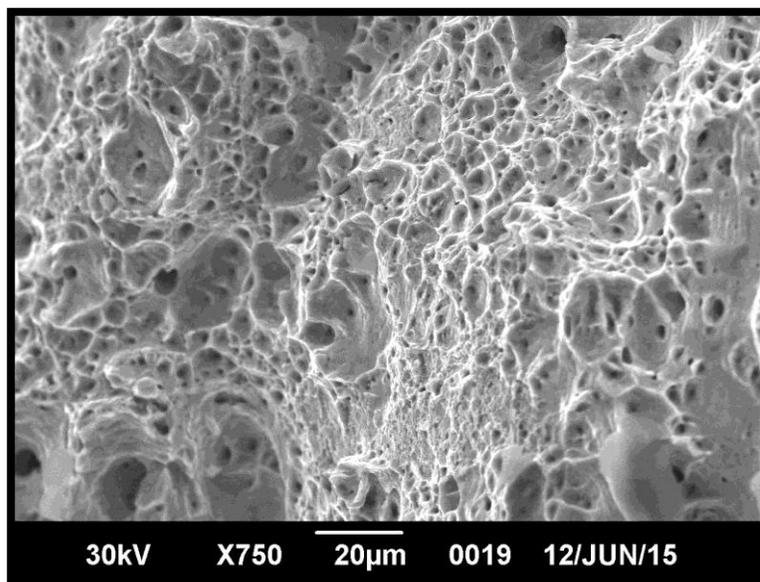


Figura 4.77: Fotomicrografía de la superficie de la probeta de tracción de acero inoxidable 316L a 750x, con MEB, condición de 30% de H_2SO_4 a 40°C. (Fuente: el Autor).

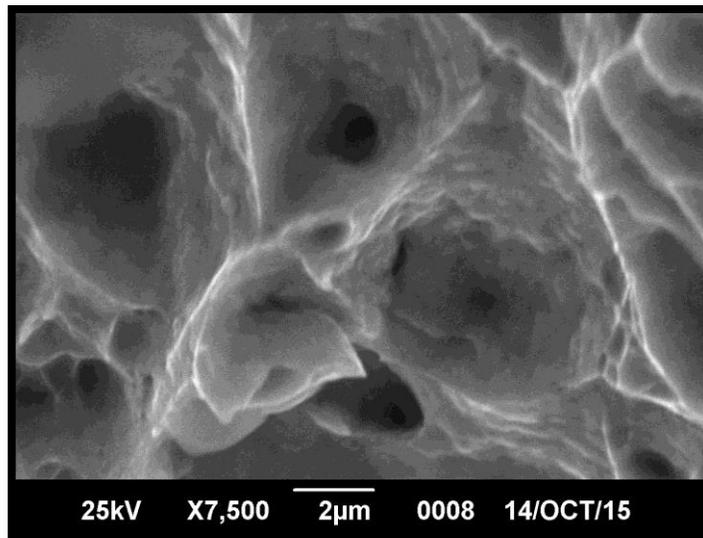


Figura 4.78: Fotomicrografía de la superficie de la probeta de tracción de acero inoxidable 316L a 7500x, con MEB, condición de 30% de H_2SO_4 a 40°C.

(Fuente: el Autor).

Estableciendo una comparación de la Figura N° 4.73 con la Figura N° 4.75 y la Figura N° 4.78, la nucleación de los dimples se dio por el proceso de deformación plástica del acero inoxidable 316L en forma natural, esto indica que la precipitación de los carburos de cromo por efecto del proceso de sensibilización en los límites de grano no afectó el proceso de nucleación de los dimples, mas sin embargo por el endurecimiento del material si existe un aumento de la cantidad de dimples.

Comparando las fotomicrografías donde se observa la superficie de fractura de las probetas de tracción del acero inoxidable 316L de la condición original en la figura N° 4.72 a 750x con la figura N° 4.77 de la condición de exposición de 30% de H_2SO_4 a 40°C a 750x, se evidencia que existen en la condición de exposición de 30% de H_2SO_4 a 40°C un mecanismo de coalescencia de las cavidades y producto del rompimiento de los dimples o microcavidades que indican un aumento de la ductilidad de la condición sensibilizada a la condición

original, concuerda con los resultados del ensayo de tracción plana, donde al evaluar la ductilidad se repite el comportamiento, esto se mostró en la figura N° 4.33: “Valores de elongación de las probetas de tracción” y también en la tabla N° 4.13: “Resultados de la elongación porcentual”.

4.15.4: Análisis Fractográfico para el acero inoxidable dúplex SAF 2205:

Para el análisis y discusión de los resultados del análisis fractográfico de las probetas de tracción del acero inoxidable 316L, se tomó la superficie de fractura de las probetas con los resultados de resistencia mecánica promedio, como la que se muestra en la figura N° 4.69:



Figura N° 4.79: Probeta de acero inoxidable dúplex SAF 2205, expuesta a la condición de 30% de H_2SO_4 a $40^\circ C$, ya traccionada. (Fuente: el Autor).

En la figura N° 4.79 se señala la superficie de fractura de probeta de acero inoxidable dúplex SAF 2205 sometida a la condición de exposición de ácido a 30% de H_2SO_4 a $40^\circ C$ la cual es dúctil, por la presencia del cuello de deformación y la reducción del área en la zona de fractura así como la existencia de labios de corte cuando ya la carga aplicada excede el esfuerzo de rotura del material.

Una vez preparada la superficie de las probetas de tracción de acero inoxidable dúplex SAF 2205 se procedió a la evaluación de las mismas por MEB y se muestra en la figura N° 4.80 la superficie de fractura de la probeta en la condición original, a 250x, en la cual se ven cavidades y dimples orientados colinealmente a los granos deformados por el proceso de laminación, correspondiente a un comportamiento de fractura dúctil.

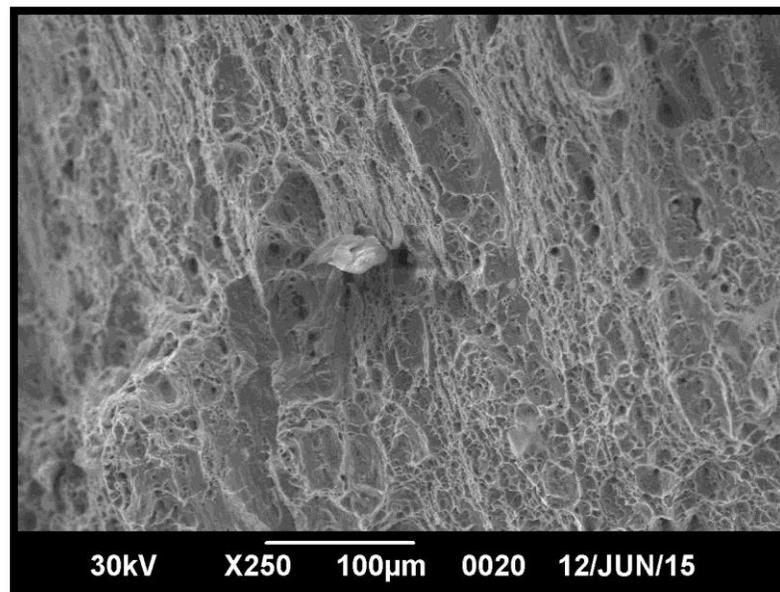


Figura 4.80: Fotomicrografía de la superficie de la probeta de tracción de acero dúplex SAF 2205 a 250x, con MEB, condición original. (Fuente: el Autor).

En el centro de la fotomicrografía de la figura N° 4.80 se ve en el centro un incrustacion o compuesto que generó la iniciacion de la grieta colineal a la orientacion de los granos deformados por el proceso de fabricacion, esta defecto es atribuible al proceso de fabricacion del material.

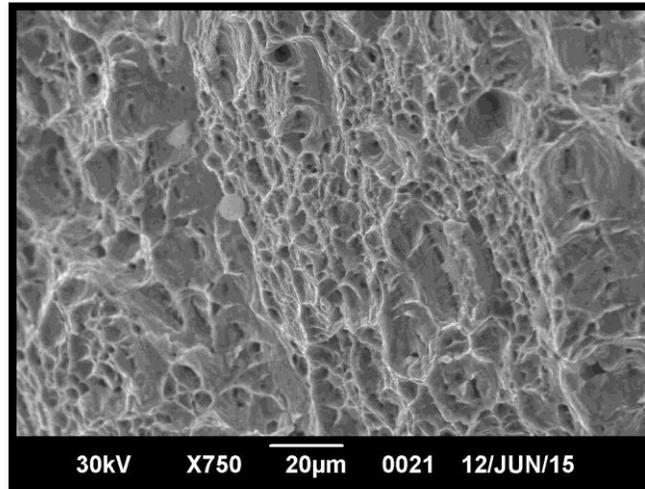


Figura 4.81: Fotomicrografía de la superficie de la probeta de tracción de acero dúplex SAF 2205 a 750x, con MEB, condición original. (Fuente: el Autor).

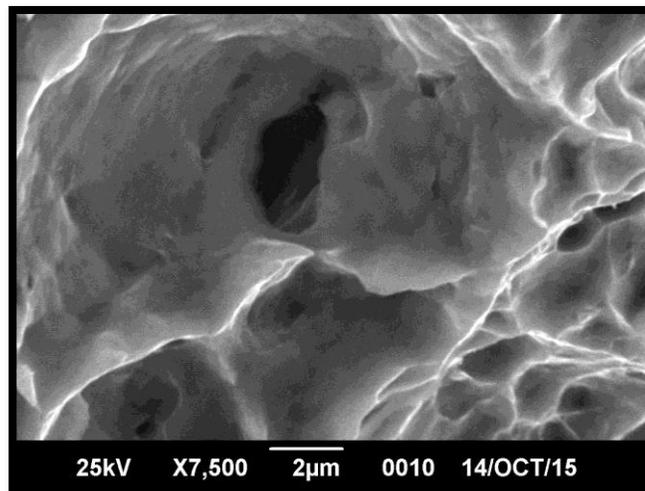


Figura 4.82: Fotomicrografía de la superficie de la probeta de tracción de acero dúplex SAF 2205 a 7500x, con MEB, condición original. (Fuente: el Autor).

En la figura N° 4.82 se muestra en núcleo de los dimples en la probeta de acero inoxidable Dúplex SAF 2205 y se evidencia que la formación de este fenómeno se originó por el proceso de deformación plástica generado por el ensayo de tracción plana.

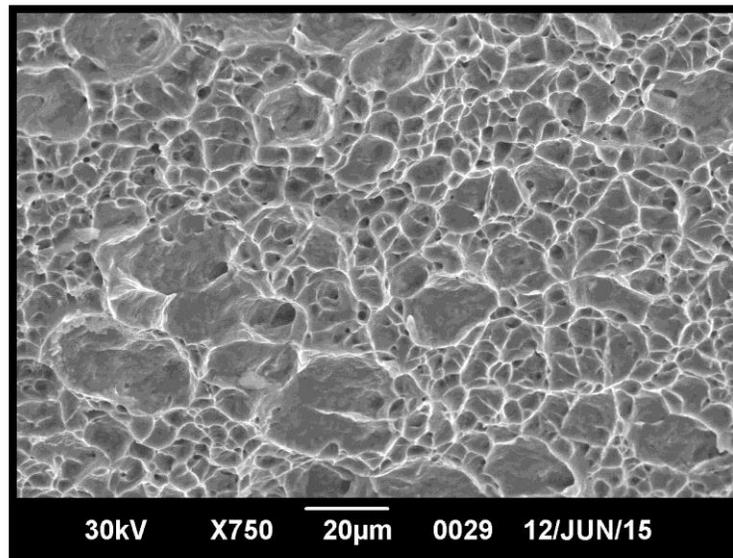


Figura 4.83: Fotomicrografía de la superficie de la probeta de tracción de acero dúplex SAF 2205 a 750x, con MEB, condición sensibilizada. (Fuente: el Autor).

Realizando la comparación de los detalles de las fotomicrografías de las probetas de tracción del acero inoxidable dúplex SAF 2205 de la condición original en la figura N° 4.81 a 750x con la figura N° 4.83 de la condición sensibilizada se evidencia que existen en la condición sensibilizada la coalescencia de las cavidades y formación dentro de ellas de dimples y microcavidades que indican un aumento de la ductilidad de la condición sensibilizada a la condición original, esta información obtenida por medio del análisis fractográfico concuerda con los resultados del ensayo de tracción plana, donde al evaluar la ductilidad se repite el comportamiento, esto se mostró en la figura N° 4.33: “Valores de elongación

de las probetas de tracción” y también en la tabla N° 4.13: “Resultados de la elongación porcentual”.

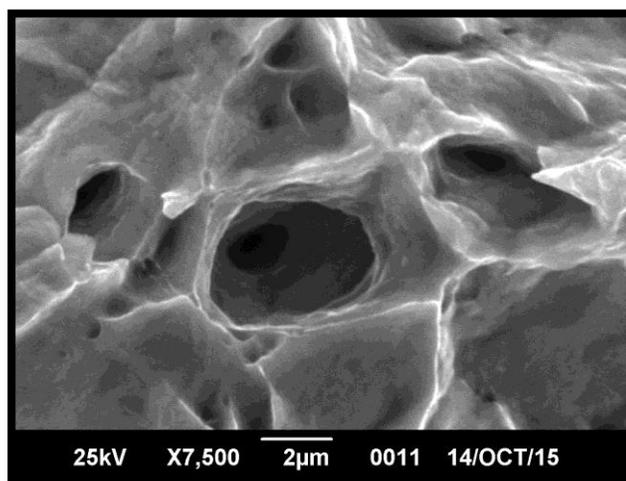


Figura 4.84: Fotomicrografía de la superficie de la probeta de tracción de acero dúplex SAF 2205 a 7500x, con MEB, condición sensibilizada. (Fuente: el Autor).

Comparando la Figura N° 4.82 con la Figura N° 4.84 la nucleación de los dimples se dio por el proceso de deformación plástica del acero inoxidable 316L en forma natural, esto indica que la precipitación de los carburos de cromo por efecto del proceso de sensibilización en los límites de grano no afectó el proceso de nucleación de los dimples, mas sin embargo por el endurecimiento del material si existe un aumento de la cantidad de dimples.

A continuación se muestran las microfotografías de la condición de 30% de H_2SO_4 a 40°C con la cual se comparó con la condición original y con la condición sensibilizada.

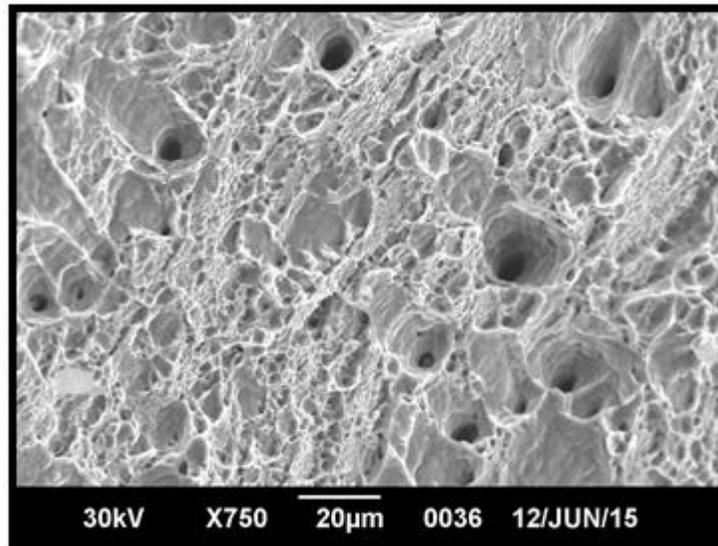


Figura 4.85: Fotomicrografía de la superficie de la probeta de acero dúplex SAF 2205 a 750x, con MEB, condición de 30% de H_2SO_4 a 40°C. (Fuente: el Autor).

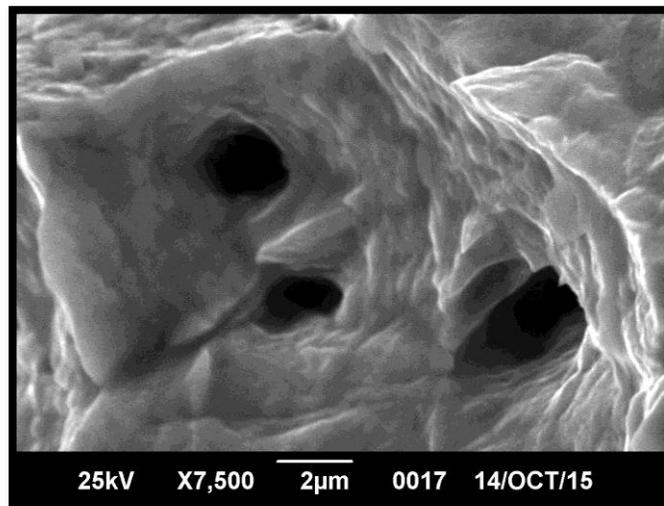


Figura 4.86: Fotomicrografía de la superficie de la probeta de acero dúplex SAF 2205 a 7500x, con MEB, condición de 30% de H_2SO_4 a 40°C. (Fuente: el Autor).

Estableciendo una comparación de la Figura N° 4.82 con la Figura N° 4.84 y la Figura N° 4.86, la nucleación de los dimples se dio por el proceso de deformación plástica del acero inoxidable 316L en forma natural, esto indica que la precipitación de los carburos de cromo por efecto del proceso de sensibilización en los límites de grano no afectó el proceso de nucleación de los dimples, mas sin embargo por el endurecimiento del material si existe un aumento de la cantidad de dimples.

Así como también comparando la fotomicrografía de la figura N° 4.85 de la condición de exposición extrema de 30% de H_2SO_4 a $40^\circ C$ del acero inoxidable dúplex SAF 2205 con la fotomicrografía de la condición sensibilizada mostrada en la figura N° 4.83 se aprecia la presencia de coalescencia de cavidades, micro-cavidades y dimples, causando esto un comportamiento similar a la fractura que fue completamente dúctil.

Evidenciando las zonas de fractura en las probetas en general analizadas en esta fase de la investigación se puede decir que el comportamiento de fractura en los aceros evaluados inoxidable 316L y dúplex SAF 2205 para todas las condiciones su modo de fractura fue dúctil y se demostró el aumento de la ductilidad de ambos aceros por la presencia de coalescencia de cavidades en las condiciones sensibilizadas y expuestas a las concentraciones de H_2SO_4 fenómeno que no se encontró en las probetas traccionadas en la condición original para ambos aceros.

Cabe destacar que según los resultados del análisis fractográfico no existen datos que indique que el proceso de exposición al H_2SO_4 modifiquen el tipo y forma de la fractura de las probetas de tracción evaluadas para los aceros inoxidables 316L y Dúplex SAF 2205 ya que comparando las condiciones originales, las sensibilizadas y las expuestas al ácido no varía el tipo de fractura ni sus mecanismos que la generan, en todas las fotografías se evidencian

formación de dimples, mecanismo de coalescencia de cavidades que son característicos de las fracturas dúctiles.

Además concuerda con los resultados arrojados por la investigación de Sáenz [16], donde las superficies de fractura fueron evaluadas por microscopia electrónica de barrido, encontrándose que el material tiene un mecanismo de fractura dúctil luego de realizado el tratamiento térmico superior a los $650^{\circ}C$.

CAPÍTULO 5

Conclusiones y Recomendaciones

A continuación se indican las conclusiones de esta investigación en cuanto a la evaluación de las propiedades mecánicas de los aceros inoxidable 316L y dúplex SAF 2205 sometidos a H_2SO_4 con concentraciones de 10%, 20% y 30% por un tiempo constante de 12 horas mediante los ensayos de pérdida de peso, velocidad de corrosión, ensayo de tracción, impacto, dureza y microscopia electrónica, microscopia óptica y análisis fractográfico, a continuación se muestran las conclusiones:

5.1: Conclusiones:

1. El H_2SO_4 generó una pérdida de masa en el acero inoxidable 316L que fue de 18% para la condición de mayor ataque químico que fue la de 30% H_2SO_4 a $40^\circ C$ y para el acero inoxidable dúplex SAF 2205 fue de 4,3%.
2. La pérdida de masa aumenta en función del aumento de la concentración del H_2SO_4 , es decir, a mayor concentración de H_2SO_4 mayor es la pérdida de masa de los aceros 316L y dúplex SAF 2205.

3. La velocidad de corrosión es mayor para el acero inoxidable 316L ya que en su condición extrema de ataque químico que fue la de 30% H_2SO_4 a $40^\circ C$ está perdida fue de 101,1 mm/año y para el acero inoxidable dúplex SAF 2205 sometido al H_2SO_4 a la misma concentración fue de 36,24mm/año.
4. La velocidad de corrosión aumenta para ambos aceros (316L y dúplex SAF 2205) a medida que aumenta la concentración de H_2SO_4 , por ende el aumento de la concentración del ácido H_2SO_4 ejerce una influencia aceleradora de la corrosión.
5. El proceso de sensibilización generó en el acero inoxidable 316L y en el acero inoxidable dúplex SAF 2205 la precipitación de carburos de cromo en los límites de grano.
6. No existe influencia del H_2SO_4 sobre la energía absorbida por impacto en el acero inoxidable 316L ni en el acero inoxidable dúplex SAF 2205 a las concentraciones de 10%, 20% y 30% de H_2SO_4 a las temperaturas de $25^\circ C$ y $40^\circ C$.
7. Los resultados arrojaron un aumento de la capacidad de deformación de ambos aceros y este incremento en la ductilidad aumenta con el porcentaje de concentración del H_2SO_4 evaluado, por ende a mayor concentración de H_2SO_4 mayor ductilidad.
8. Los resultados del ensayo de impacto Charpy en V indican que el H_2SO_4 generó una influencia o cambio en el material sobre la energía absorbida por impacto ya que al evaluar todas las condiciones de H_2SO_4 en comparación de la condición original y con la condición sensibilizada se

evidencia que la variación de la CVN y K_{IC} es de 6,78% para el acero inoxidable dúplex SAF 2205 y para el acero inoxidable 316L es de 1,96% esto a consecuencia de los precipitados generados por el proceso de sensibilización y a la pérdida de masa ocasionada por la corrosión superficial.

9. Para los aceros dúplex SAF 2205 y 316L la exposición al H_2SO_4 disminuye la resistencia mecánica, es decir a mayor concentración de H_2SO_4 menor es la resistencia mecánica, para el caso del esfuerzo máximo la disminución para el acero inoxidable 316L fue de 30% y para el acero dúplex SAF 2205 fue de 8%, para el esfuerzo de fluencia la disminución del acero inoxidable 316L fue de 47,5% y para el acero inoxidable dúplex SAF 2205 fue de 11%.
10. El acero inoxidable 316L tiene mayor deterioro en la resistencia mecánica con la exposición del H_2SO_4 que el acero dúplex SAF 2205 ya que la diferencia de disminución del esfuerzo máximo y el esfuerzo de fluencia fue de 30% más para el 316L que para el dúplex SAF 2205.
11. El proceso de sensibilización generó en ambos aceros la precipitación de carburos en los límites de grano que se evidenciaron en la microscopía óptica como en la electrónica y se determinó su composición química por medio de los EDX.
12. El tratamiento térmico de sensibilización generó en los bordes de los granos de las fases austeníticas en ambos aceros evaluados (316L y dúplex SAF 2205) segregaciones de elementos pesados como Níquel y Molibdeno, esto se evidenció por medio del ensayo de MEB.

13. El H_2SO_4 genero un endurecimiento superficial en el acero inoxidable 316L con un incremento del 7,5% y para el acero inoxidable dúplex SAF 2205, de 13%, de acuerdo a los resultados de las durezas ROCKWELL B.
14. La exposición del ácido H_2SO_4 al acero inoxidable dúplex SAF 2205 no afecta las fases austeníticas ni ferríticas como es evidenciado en los resultados de la microdureza Vickers la variación mayor fue del 6%.
15. El mecanismo de fractura para el acero inoxidable 316L en todas las condiciones evaluadas el mecanismo de fractura fue dúctil con un mecanismo de coalescencia de cavidades por efecto del proceso de sensibilización, de igual manera para el acero inoxidable dúplex SAF 2205 el mecanismo de fractura fue en un 100% dúctil con un aumento parcial de la ductilidad por efecto del proceso de sensibilización notorio por la coalescencia de cavidades y dimples en la fotomicrografía de esa condición.
16. La disminución de la resistencia mecánica del acero inoxidable 316L fue del 30% en comparación al acero inoxidable dúplex SAF 2205 luego de someterlo a las condiciones de exposición de 10%, 20% y 30% de H_2SO_4 a 25°C y 40°C, además que el comportamiento del acero inoxidable dúplex SAF 2205 manifestó una menor influencia al deterioro que el acero inoxidable 316L en la velocidad de corrosión luego de someterlo a las condiciones de exposición de 10%, 20% y 30% de H_2SO_4 a 25°C y 40°C, con un 25% menos de pérdida de masa, por lo cual se recomienda para la fabricación de componentes en la planta de trituración de acumuladores automotrices en la empresa Fundición del Centro C.A la utilización del acero inoxidable dúplex SAF 2205.

5.2: Recomendaciones:

En este segmento se indican algunas recomendaciones para futuras investigaciones relacionadas con la evaluación de las propiedades mecánicas de los aceros inoxidable 316L y dúplex SAF 2205 sometidos a H_2SO_4 con concentraciones de 10%, 20% y 30% por un tiempo constante de 12 horas mediante los ensayos de pérdida de peso, velocidad de corrosión, ensayo de tracción, impacto, dureza y microscopía electrónica, microscopía óptica y análisis fractográfico y se indican a continuación:

1. Se recomienda evaluar ambos aceros a concentraciones superiores con el H_2SO_4 para determinar cuál sería el comportamiento a concentraciones superiores.
2. Se recomienda trabajar con probetas de tamaño estándar para así evaluar el comportamiento real de los aceros inoxidable Dúplex SAF 2205 y el 316L.
3. Se recomienda trabajar con mayor número de réplicas para garantizar resultados con mayor precisión que los arrojados en esta investigación.

REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS

- [1], Chávez, y González, “Evaluación de la influencia del tratamiento térmico de Normalizado sobre el acero dúplex SAF-2205”, (Tesis de pregrado), Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad de Carabobo, Naguanagua Estado Carabobo. 2006, Pág. 217.
- [2], Hibbeler R, Mecánica de Materiales. Tercera Edición. Prentice-Hall Hispanoamericana SA. México D.F., 856 páginas.
- [3], https://es.wikipedia.org/wiki/Acero_inoxidable, 2014
- [4], Vásquez R., “Estudio de la corrosión en un digestor de cocción continua modificada, que se ubica en la planta de papel de la Corporación Scribe en la ciudad de Morelia, Michoacán”, (Tesis de Maestría en Metalurgia y Ciencia de los Materiales), en el Instituto de Investigaciones Metalúrgicas, de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo. México, 2009.
- [5], Handbook (1996), Corrosion Vol: 13, American Society for Materials International, pág. 1315).
- [6], Guzmán O., Fernando E., “Análisis de Aceros sometidos a corrosión extrema por Microscopia Óptica” Trabajo de grado para titularse Ingeniero Mecánico, Instituto Politécnico Nacional, México, 2013.
- [7], Askeland, Donald R. (2011). *Ciencia e ingeniería de materiales* (6° edición). México, D.F: CengageLearning. pp. 226.
- [8], Kirnosov V. Medición de fuerza y dureza. Edit. Pueblo y Educación. La Habana. 1985.

- [9], Rivas, O., "Estudio de la incidencia de precipitación de fases secundarias en el comportamiento ante el desgaste de un acero inoxidable austenítico AISI 310", (tesis de pregrado), Universidad de Oriente, Escuela de Ingeniería y Ciencias Aplicadas, Ingeniería Mecánica, 2009.
- [10], Shakeford, James F. "*Ciencia De Los Materiales Para Ingeniería*", Prentice Hall, Naucalpan de Juárez, 1995 (México).
- [11], Huamanchumo y Ricci, "Evaluación las propiedades mecánicas del acero inoxidable Dúplex SAF 2507, al ser sometido a ensayos de tracción con modificaciones del tiempo de permanencia y la variación de la temperatura", (Tesis de pregrado), Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad de Carabobo, Naguanagua Estado Carabobo. 2006.
- [12], Mejías A., López D., y Gonzales A., (2010), "Determinación el efecto del tratamiento térmico de envejecimiento sobre las propiedades mecánicas y la microestructura de un acero inoxidable Dúplex SAF 2507", (Tesis de Pregrado), Universidad Central de Venezuela, Escuela de Ingeniería Metalúrgica 2010.
- [13], Hilders O. y Zambrano N., "Interpretación fractal del índice de tolerancia al tamaño de grieta y de la tenacidad de fractura en el acero SAF 2205 A partir del modelo analítico de Schwalbe y principios fractales basados en la topografía de superficies fracturadas por tensión", Revista de la Facultad de Ingeniería Universidad Central de Venezuela, volumen N° 22, Caracas 2007 versión impresa ISSN 0798-4065.
- [14], D. Villalobos, C. Maldonado, A. Albitier, E. Robles-Piedras, "Estudio de los Efecto de los ciclos térmicos sobre la ZAT de una soldadura multipasos de un acero inoxidable superdúplex SAF 2507" Journal Vol. 15, No. 3, p.170-176, Jul/Set 2010 del Instituto de Investigaciones Metalúrgicas, Depto. de Soldadura, Morelia, Michoacán, México, 2010.

- [15], Amado, R., "Evaluación de una alternativa metalúrgica para el reemplazo de rehervidores de la sección de desorción de CO₂ y H₂S sistema de endulzamiento de gas - planta LGN II Complejo Petroquímico Ana María Campos Maracaibo, Estado Zulia, Venezuela", (Tesis de Maestría), Universidad de Carabobo, Naguanagua Estado Carabobo. 2012
- [16], Sáenz, L., Mejías M., J. Arruti R., "Estudio de la fragilización del acero inoxidable dúplex SAF 2205 envejecido", Revista de Ingeniería UC. Vol. 14, No 3, 68-76, Universidad de Carabobo, Naguanagua Estado Carabobo, 2007.
- [17], O.A. Olaseinde, J.W. van der Merwe, L.A. Cornish, L.H. Chown, and P.A. Olubambi en su trabajo titulado "Electrochemical studies of Fe-21Cr-1Ni duplex stainless steels with 0.15 wt% ruthenium at different temperatures" The Journal of The Southern African Institute of Mining and Metallurgy volumen 7A JULY 2012.
- [18], S. Gutiérrez de Saiz-Solabarría\ J.M. San Juan^{^**}) y A. Valea, en su trabajo de investigación titulado "Estudio de la susceptibilidad de un acero inoxidable dúplex del tipo 22Cr5NiMoN al dañado por hidrógeno en condiciones estáticas (HIG) y bajo carga (SSG)" publicado en la revista *Metal. Madrid*, 34 (mayo), 2008, Pag. 101, Consejo Superior de Investigaciones Científicas Licencia Creative Commons 3.0 España.
- [19], J.A. Jiménez, M. Carsi y O.A. Ruano, en su trabajo de investigación titulado "Caracterización y propiedades mecánicas a alta temperatura de un acero inoxidable Dúplex" publicado en la revista *Metal Madrid*, 34 (mayo), 2008 pag. 297 del Consejo Superior de Investigaciones Científicas Licencia Creative Commons 3.0 España.
- [20], E. Medina, A. Cobo y D.M. Bastidas, en su trabajo de investigación que tiene por título "Evaluación del comportamiento estructural y de resistencia a la corrosión de armaduras de acero inoxidable austenítico AISI 304 y dúplex AISI 2304 embebidas en morteros de cemento Pórtland" junio de 2012. De la Escuela

Universitaria de Arquitectura Técnica, Universidad Politécnica de Madrid (UPM) y el Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas, CENIM-CSIC. Dpto. Ingeniería de Superficies, Corrosión y Durabilidad. Madrid, España.

- [21], Rangel, J, en su trabajo de Maestría titulado “Evaluación del comportamiento Mecánico del Acero súper Austenítico S32615 en presencia de Ácido Sulfúrico”, de la facultad de Ingeniería, Maestría en Ingeniería Mecánica de la Universidad de Carabobo, Junio de 2008.
- [22], Javier C., en su trabajo de Maestría titulado “Determinación De La Influencia Del Tratamiento Térmico de Envejecimiento Realizado a una Temperatura de 685 °C sobre las Propiedades Mecánicas y la Microestructura de un Acero Inoxidable Dúplex 2507” de la facultad de Ingeniería, Maestría en Ingeniería Mecánica de la Universidad de Carabobo, Marzo de 2009.
- [23], Arruti, J., en su trabajo de Maestría titulado “Determinación de la influencia del tratamiento térmico de envejecimiento realizado a una temperatura de 870 °C durante tiempos comprendidos entre 2 y 10 minutos sobre las propiedades mecánicas y la microestructura de un acero inoxidable Dúplex” de la facultad de Ingeniería, Maestría en Ingeniería Mecánica de la Universidad de Carabobo, Febrero de 2009.
- [24], Mejías M., J. Arruti R., J. Cepeda I., L. Sáenz P. en su trabajo de Investigación titulado “Efecto del tratamiento térmico de envejecimiento sobre las propiedades mecánicas y la microestructura de un acero inoxidable dúplex A.” del Departamento de Materiales y Procesos de Fabricación, Universidad de Carabobo, Facultad de Ingeniería, Escuela de Ingeniería Mecánica. Centro de Investigación de Ingeniería Mecánica. REVISTA INGENIERÍA UC, VOL. 17, NO. 1, ABRIL 2010
- [25], Aponte, C. y Gil, L., en su trabajo de investigación titulado “Resistencia a la Corrosión de Aceros Inoxidables Súper Dúplex Tratados Térmicamente” de la

Universidad Nacional Experimental Politécnica "UNEXPO", Centro de Estudios de Corrosión y Biomateriales, Puerto Ordaz, Edo. Bolívar, Agosto 2013.