



UNIVERSIDAD DE CARABOBO
FACULTAD DE INGENIERÍA
ESCUELA DE INGENIERÍA
MECÁNICA



Evaluación de la tenacidad de impacto de un acero inoxidable dúplex SAF-2304 sometido a tratamiento térmico de revenido.

Gisel N. Heredia J

Deicy C. Rincón B.

Naguanagua, 30 Mayo de 2011



UNIVERSIDAD DE CARABOBO
FACULTAD DE INGENIERÍA
ESCUELA DE INGENIERÍA
MECÁNICA



CERTIFICADO DE APROBACIÓN

Quienes suscriben, Miembros del Jurado designado por el Consejo de Escuela de Ingeniería Mecánica para examinar la Tesis de Pregrado titulada **“Evaluación de la tenacidad de impacto de un acero inoxidable dúplex SAF-2304 sometido a tratamiento térmico de revenido.”**, presentada por los bachilleres: **Deicy Rincón** y **Gisel Heredia** portadores de la Cédula de Identidad N°: V-**16.502.288** y V-**16.896.783** respectivamente; hacemos constar que hemos revisado y aprobado el mencionado trabajo.

Prof. Tutor, *Dra. Laura Sáenz*
Presidente del jurado

Prof. Eleazar Díaz
Miembro del jurado

Prof. Argel Porrelo
Miembro del jurado

En Naguanagua a los 30 días del mes de Mayo de 2011



UNIVERSIDAD DE CARABOBO
FACULTAD DE INGENIERÍA
ESCUELA DE INGENIERÍA
MECÁNICA



Evaluación de la tenacidad de impacto de un acero inoxidable dúplex SAF-2304 sometido a tratamiento térmico de revenido.

Trabajo especial de grado presentado ante la Ilustre Universidad de Carabobo para optar al título de Ingeniero Mecánico

Tutor académico:
Dra. Laura Sáenz

Autores:
Deicy C. Rincón B.
Gisel N. Heredia J

Naguanagua, 30 de Mayo de 2011

Agradecimiento

A dios por sobre todas las cosas por guiarme en mi carrera y hacer posible la culminación de esta importante meta en mi vida.

A mis padres María Adelina y Fermin Rincón, a mi hermano Favio, a mi tía Carmen González y es especial a la Sra Ramona Conde por su apoyo y colaboración incondicional en todos aquellos momentos difíciles al igual que de triunfos logrados y compartidos. Por haberme proporcionado todos los medios necesarios para cumplir esta meta.

A mi tutora, Ing. Dra. Laura Sáenz por su paciencia, dedicación y orientación destinada a la realización de este trabajo.

Al técnico del laboratorio de materiales Yosmari Pérez, por ayudarnos y asesorarnos con el uso de los equipos para realizar los ensayos.

A Gisel Heredia por su compañerismo en todo momento.

A la Universidad de Carabobo, en especifico a la facultad de ingeniería que me formo académicamente para mi eficaz desenvolvimiento en el campo laboral.

DEICY RINCÓN

Agradecimiento

*Quiero agradecer en primer lugar a **DIOS** quien me ha permitido llegar a feliz término de ésta tan importante meta para mi vida.*

*Es propicio también agradecer a toda mi familia en especial a mis padres **Ana Jávaro y José Heredia**, a mis hermanos **Deisy Heredia, Josué Heredia y Carla Castillo** la cual contribuyeron de manera bien significativa en el logro de una meta importante para mi vida.*

*De igual forma quiero agradecer a mi tutora **Laura Sáenz** por su apoyo y esmero en la orientación de este trabajo.*

*También quiero agradecer a mi compañera de tesis **Deicy Rincón** por su paciencia, y tolerancia para conmigo, gracias por todo te deseo lo mejor, éxitos.*

*Imposible olvidar a la magna casa de estudios, **UNIVERSIDAD DE CARABOBO, ALMA MATER** que me formo y me doto de los conocimientos requeridos para mi eficaz desenvolvimiento en el campo laboral.*

*Y a todas aquellas personas de la iglesia **Centro Cristiano Familia de Dios** que de alguna u otra manera colaboraron y contribuyeron colocando un granito de arena a mi formación en esta carrera.*

GISEL HEREDIA

Resumen

En la presente investigación se realizó una evaluación de las propiedades mecánicas y de tenacidad de impacto al acero inoxidable dúplex SAF-2304 luego de ser sometido a tratamiento térmico de revenido. El tratamiento térmico se realizó en dos etapas, la primera consta de un temple a temperaturas de 950°C y 1050°C variando el tiempo de permanencia en el horno de 10, 12 y 15 min. y enfriando en agua a temperatura ambiente, seguido del temple se calienta nuevamente el material a una temperatura de 400°C, variando de igual manera los tiempos de permanencia en el horno entre 10, 12 y 15 min. El comportamiento mecánico es caracterizado por medio de un análisis químico por espectroscopia de rayos X (EDX) de los principales elementos aleantes, análisis de microscopía óptica (M.O), microscopía electrónica de barrido (M.E.B), ensayo de tracción, dureza, e impacto. Las propiedades mecánicas evaluadas fueron: esfuerzo de fluencia, esfuerzo máximo, ductilidad, dureza y tenacidad al impacto. De los resultados obtenidos en los diferentes ensayos mecánicos se observaron cambios en las propiedades mecánicas del material como consecuencia de la aplicación del tratamiento térmico de revenido, dicho tratamiento produce un ablandamiento del material y un aumento de la ductilidad incrementando así las posibilidades de deformación plástica. En la evaluación de la tenacidad de impacto mostro un comportamiento constante al igual que la energía absorbida por impacto, pero con una alta capacidad de absorber impacto. Finalmente se evaluaron las superficies de fractura para las probetas de tracción y charpy encontrándose un mecanismo de fractura caracterizado por hoyuelos o “dimples” que evidencian un comportamiento dúctil del material.

Simbología

CVN.....	Energía absorbida por impacto
d.....	longitud de la huella
EDX.....	Espectroscopia de rayos X
HVN.....	Microdureza Vickers
h.....	Horas
j.....	Joule
K.....	Factor de intensidad de esfuerzos
K_{IC}	Tenacidad de Impacto
Ibf-pulg.....	Libra fuerza por pulgada
MEB.....	Microscopia electrónica de barrido
m.....	Metro
mm.....	Milímetro
MPa.....	Megapascals
n.....	Coefficiente de endurecimiento
P.....	Carga aplicada
$^{\circ}C$	Grados centígrados
σ_y	Esfuerzo de fluencia
σ_{mac}	Esfuerzo máximo
σ_{rut}	Esfuerzo de ruptura

σ_r	Esfuerzo real
e	Deformación ingenieril
\square	Deformación real
γ	Austenita

Índice General

Índice general	i
Índice de figuras	iii
Índice de tablas	iv
CAPÍTULO 1 Introducción	1
1.1 Introducción	1
1.2 Situación problemática	2
1.3 Objetivos	3
<i>1.3.1 Objetivo General</i>	3
<i>1.3.2 Objetivos Específicos</i>	3
1.4 Justificación	4
1.5 Alcance	4
1.6 Limitaciones	5
1.7 Antecedentes	5
CAPÍTULO 2 Marco Teórico	10
2.1 Generalidades del acero	10
2.2 Clasificación de los Aceros	11
2.3 Tratamientos Térmicos	28
<i>2.3.1 Tratamiento térmico de revenido</i>	30
2.4 Tenacidad de la Fractura	32
<i>2.4.1. Tamaño de la Grieta</i>	33
<i>2.4.2 Niveles de esfuerzo</i>	34
<i>2.4.3. Método de Barson y Rolf</i>	34
2.5 Ensayos de Tracción	36
2.6 Microscopía Electrónica de Barrido (MEB)	38
2.7 Ensayos EDX (Energía Dispersa de Rayos X)	39

CAPÍTULO 3	Marco Metodológico	40
3.1	Nivel de Investigación	40
3.2	Caracterización del material	40
3.3	Descripción de la Metodología a Seguir	41
3.4	Condición Original del Material	42
3.5	Mecanizado de la Probeta	42
3.6	Tratamiento Térmico	44
3.6.1	<i>Tratamiento Térmico de Temple</i>	44
3.6.2	<i>Tratamiento Térmico de Revenido</i>	45
3.7	Ensayos	47
3.7.1	<i>Ensayos de tracción</i>	48
3.7.2	<i>Ensayo de resistencia al Impacto</i>	49
3.7.3	<i>Metalografía</i>	49
3.7.4	<i>Microscopía Óptica y Electrónica de Barrido</i>	53
3.7.5	<i>Ensayo de Dureza y Microdureza</i>	54
CAPÍTULO 4	Resultados y Análisis	56
4.1	Composición Química del Material	56
4.2	Microestructura del Material en su condición original	57
4.3	Ensayo de Tracción	58
4.4	Ductilidad	69
4.5	Ensayo de Dureza	71
4.6	Ensayo de Impacto	72
4.7	Tamaño crítico de grieta	74
4.8	Fotografía	75
4.8.1	<i>Macroscopía</i>	76
4.8.2	<i>Microscopía óptica y electrónica de barrido</i>	82
4.8.3	<i>Análisis químico a la microestructura del material</i>	89
CAPÍTULO 5	Conclusiones y Recomendaciones	97
5.1	Conclusiones	97
5.2	Recomendaciones	99
Referencias Bibliográficas		101
Anexo		105

Índice de Figuras

Capítulo II

Figura 2.1 Micrografía de un Acero Inoxidable Dúplex	20
Figura 2.2 Diagrama TTT	30
Figura 2.3 Correlación entre la tenacidad (K_{IC}) y la energía Charpy (CVN)	34
Figura 2.4 Dibujo esquemático de un ensayo de tracción	36

Capítulo III

Figura 3.1 Diagrama de actividades	41
Figura 3.2 Dimensiones de probetas planas de tracción según las normas ASTM A-370	42
Figura 3.3 Dimensiones de las probetas para ensayo Charpy en “V” según las normas ASTM E-23	43
Figura 3.4 Mecanizado de las probetas de tracción y Charpy	43
Figura 3.5 Diagrama de Fase Hierro-Níquel (Fe-Ni)	44
Figura 3.6 Diagrama de Fase Hierro-Cromo (Fe-Cr)	45
Figura 3.7 Secuencia de aplicación de tratamiento térmico al acero (Temple a 950°C + revenido a 400°C)	46
Figura 3.8 Secuencia de aplicación de tratamiento térmico al acero (Temple a 1050°C + revenido a 400°C)	46
Figura 3.9 Horno F4800	47
Figura 3.10 Máquina GALBADINNI	48
Figura 3.11 Máquina de Impacto FRANK	59
Figura 3.12 Cortadora Metalografía BUEHLER	50
Figura 3.13 Pulidora Metalografía BUEHLER	51
Figura 3.14 Campana de ataque	52
Figura 3.15 Secador	52
Figura 3.16 Microscopio óptico UNION	53
Figura 3.17 Durómetro marca ROCKWELL (macromet)	54
Figura 3.18 Microdurómetro VICKERS digital	55

Capítulo IV

Figura 4.1 Microestructura de la lámina de Acero dúplex SAF-2304	58
Figura 4.2 Gráfica esfuerzo vs. Deformación de la condición original	59
Figura 4.3 Gráfica esfuerzo vs. Deformación condición temple a 950°C + revenido a 400°C por 10 minutos	60
Figura 4.4 Gráfica esfuerzo vs. Deformación condición temple a 950°C + revenido a 400°C por 12 minutos	60
Figura 4.5 Gráfica esfuerzo vs. Deformación condición temple a 950°C + revenido a 400°C por 15 minutos	61
Figura 4.6 Gráfica esfuerzo vs. Deformación condición temple a 1050°C + revenido a 400°C por 10 minutos	61
Figura 4.7 Gráfica esfuerzo vs. Deformación condición temple a 1050°C + revenido a 400°C por 12 minutos	62
Figura 4.8 Gráfica esfuerzo vs. Deformación condición temple a 1050°C + revenido a 400°C por 15 minutos	62
Figura 4.9 Gráfica esfuerzo de fluencia en función del tiempo	66
Figura 4.10 Gráfica esfuerzo máximo en función del tiempo	66
Figura 4.11 Gráfica deformación ingenieril en función del tiempo	67
Figura 4.12 Gráfica de reducción de área en función del tiempo	70
Figura 4.13 Gráfica dureza HRC en función del tiempo	72
Figura 4.14 Gráfica comparativa entre la energía absorbida por impacto con factor de intensidad de esfuerzo en función de las condiciones de estudio	73
Figura 4.15 Macroscopía de las probetas de tracción en las condiciones de Estudio	76
Figura 4.16 Probeta Traccion en la condición original	77
Figura 4.17 Probeta Traccion condición 950°C +revenido a 400°C por 10 minutos	77
Figura 4.18 Probeta Traccion condición 950°C +revenido a 400°C por 12 minutos	77
Figura 4.19 Probeta Traccion condición 950°C +revenido a 400°C por 15 minutos	78
Figura 4.20 Probeta Traccion condición 1050°C +revenido a 400°C por 10 minutos	78
Figura 4.21 Probeta Traccion condición 1050°C +revenido a 400°C por 12 minutos	78
Figura 4.22 Probeta Traccion condición 1050°C +revenido a 400°C por 15 minutos	79
Figura 4.23 Probeta Charpy en la condición original	79
Figura 4.24 Probeta Charpy condición 950°C +revenido a 400°C por 10 minutos	79
Figura 4.25 Probeta Charpy en la condición 950°C +revenido a 400°C por 12 minutos	80

Figura 4.26	Probeta Charpy en la condición 950°C +revenido a 400°C por 15 minutos	80
Figura 4.27	Probeta Charpy condición 1050°C +revenido a 400°C por 10 minutos	80
Figura 4.28	Probeta Charpy en la condición 1050°C +revenido a 400°C por 12 minutos	81
Figura 4.29	Probeta Charpy en la condición 1050°C +revenido a 400°C por 12 minutos	81
Figura 4.30	Microscopio electrónico de barrido JEOL de la Universidad Simón Bolívar	82
Figura 4.31	Preparación de las muestras en el microscopio electrónico de barrido	83
Figura 4.32	Microestructura por MEB en condición original	83
Figura 4.33	Microestructura por MEB condición temple 950°C +revenido a 400°C por 10 minutos	84
Figura 4.34	Microestructura por MEB condición temple 950°C +revenido a 400°C por 12 minutos	84
Figura 4.35	Microestructura por MEB condición temple 950°C +revenido a 400°C por 15 minutos	84
Figura 4.36	Microestructura por MEB condición temple 1050°C +revenido a 400°C por 10 minutos	85
Figura 4.37	Microestructura por MEB condición temple 1050°C +revenido a 400°C por 12 minutos	85
Figura 4.38	Microestructura por MEB condición temple 1050°C +revenido a 400°C por 15 minutos	85
Figura 4.39	Superficie de fractura de tracción en condición original	86
Figura 4.40	Superficie de fractura a tracción condición 950°C + revenido A 400°C por 10 min	86
Figura 4.41	Superficie de fractura a tracción condición 950°C + revenido A 400°C por 12 min	86
Figura 4.42	Superficie de fractura a tracción condición 950°C + revenido A 400°C por 15 min	87
Figura 4.43	Superficie de fractura a tracción condición 1050°C + revenido A 400°C por 10 min	87
Figura 4.44	Superficie de fractura a tracción condición 1050°C + revenido A 400°C por 12 min	87
Figura 4.45	Superficie de fractura a tracción condición 1050°C + revenido A 400°C por 15 min	88
Figura 4.46	Análisis químico condición original a las fase (γ) y fase (α)	89
Figura 4.47	Análisis químico condición temple 950°C + revenido a 400°C a 10 min a la fase (γ) y fase (α).	90
Figura 4.48	Análisis químico condición temple 950°C + revenido a 400°C a 12 min a la fase (γ) y fase (α).	90

Figura 4.49 Análisis químico condición temple 950°C + revenido a 400°C a 15 min a la fase (γ) y fase (α).	91
Figura 4.50 Análisis químico condición temple 1050°C + revenido a 400°C a 10 min a la fase (γ) y fase (α).	91
Figura 4.51 Análisis químico condición temple 1050°C + revenido a 400°C a 12 min a la fase (γ) y fase (α).	92
Figura 4.52 Análisis químico condición temple 1050°C + revenido a 400°C a 15 min a la fase (γ) y fase (α).	92
Figura 4.53 Análisis químico a la impureza encontrada en la microestructura En la condición temple 1050°C + 400°C a 15 min	93
Figura 4.54 Gráfica Fase α (ferrita) en función de las condiciones de estudio.	94
Figura 4.55 Gráfica Fase γ (austenita) en función de las condiciones de estudio.	94

Índice de Tablas

Capítulo II	
Tabla 2.1 Propiedades Mecánicas del acero dúplex SAF 2304	23
Capítulo III	
Tabla 3.1 Dimensiones de probetas planas de tracción según la norma ASTM A-370	43
Tabla 3.2 Números de ensayo para cada condición a estudiar	47
Capítulo IV	
Tabla 4.1 Comparación de la composición química del acero dúplex SAF 2304	57
Tabla 4.2 Condiciones de trabajo del acero inoxidable dúplex SAF 2304	59
Tabla 4.3 Propiedades mecánicas del acero inoxidable dúplex SAF 2304 para Condición temple cada una de las condiciones de estudio	63
Tabla 4.4 Propiedades mecánicas del acero inoxidable dúplex SAF 2304 condición temple 950°C + revenido a 400°C a10 min	63
Tabla 4.5 Propiedades mecánicas del acero inoxidable dúplex SAF 2304 condición temple 950°C + revenido a 400°C a12 min	64
Tabla 4.6 Propiedades mecánicas del acero inoxidable dúplex SAF 2304 condición temple 950°C + revenido a 400°C a15 min	64
Tabla 4.7 Propiedades mecánicas del acero inoxidable dúplex SAF 2304 condición temple 1050°C + revenido a 400°C a10 min	64
Tabla 4.8 Propiedades mecánicas del acero inoxidable dúplex SAF 2304 condición temple 1050°C + revenido a 400°C a12 min	64
Tabla 4.9 Propiedades mecánicas del acero inoxidable dúplex SAF 2304 condición temple 1050°C + revenido a 400°C a15 min	65
Tabla 4.10 Propiedades mecánicas promedio del acero inoxidable dúplex SAF 2304 para cada una de las condiciones de estudio	65
Tabla 4.11 Valores del área de las probetas de tracción	69
Tabla 4.12 Valores promedio de reducción de área de las probetas de Tracción para cada una de las condiciones de estudio	70

Tabla 4.13	Valores de dureza Rocwell C (HCR) para cada una de las Condiciones de estudio. Carga=150gr.identaciones=5 Tiempo=15 seg	71
Tabla 4.14	Valores de energía absorbida por impacto y factor de intensidad de esfuerzo para cada condición de	73
Tabla 4.15	Valores del tamaño crítico de grieta para cada una de las condiciones de estudio	75
Tabla 4.16	Cuadro comparativo del análisis químicos a la fase (γ) y la fase (α)	93

CAPÍTULO 1

Introducción

1.1 Introducción

El acero inoxidable es un material con alta producción a nivel mundial, ya que se encuentran presentes en un amplio intervalo de aplicaciones en diferentes ramas de la industrial, debido a sus óptimas características mecánicas y su alta resistencia a la corrosión, que permiten obtener condiciones extremas y satisfactorias de trabajo.[14]

La razón por la que estos aceros presentan una alta resistencia a la corrosión es que en la superficie del acero y en presencia de un ambiente oxidante, tiene lugar el crecimiento de una capa muy fina y compacta de óxido de cromo que aísla al material de los ataques corrosivos.

En la actualidad resulta de gran interés conocer el comportamiento y propiedades mecánicas de las cinco familias que integran los aceros inoxidables, cuatro de ellas corresponden a la estructura cristalina formada en la aleación (martensíticos, ferríticos, austeníticos y dúplex), mientras que la última familia se basa en el tipo de tratamiento térmico usado (endurecidos por precipitación, PH).[11]

Es por ello que esta investigación va dirigida a evaluar la tenacidad de impacto del acero inoxidable dúplex SAF- 2304 sometido a un tratamiento térmico de revenido.

1.2 Situación problemática

El acero es una aleación de hierro y carbono (Fe-C) (alrededor de 0,05% hasta menos de un 2% C), este contiene otros elementos de aleación como el cromo (Cr), níquel (Ni), azufre (S), fósforo (P) y manganeso (Mn) los cuales le confieren propiedades mecánicas específicas para su utilización en la industria metalmeccánica. Aunque el Carbono es el elemento básico a añadir al Hierro, los otros elementos, según su porcentaje, ofrecen características específicas para determinadas aplicaciones. El acero representa una de las bases sobre las que se asienta toda la economía industrial. Su importancia se refleja en el aumento tanto del volumen de producción como del número de países productores.

Dentro de las distintas gamas de los acero, encontramos los aceros inoxidables dúplex, los cuales están microestructuralmente conformados por una combinación ferrita (α) - austenita (γ). Uno de sus componentes químicos más importantes son el Cromo (Cr) por su papel en la resistencia a la corrosión y el Níquel (Ni) en las propiedades mecánicas. Su aplicabilidad ha venido creciendo vertiginosamente en los últimos años en las diferentes industrias, tales como las industrias químicas, del transporte, automotriz, gas, petróleo, papel, de la construcción, farmacéuticas de alcohol, aeronáuticas, y alimenticias. El uso de los aceros inoxidables dúplex representan el tercer tipo de aceros inoxidables con más demanda en el mercado. La aceptación que han recibido los aceros dúplex se debe a que combinan una resistencia mecánica muy alta con una buena resistencia a la corrosión.

Dentro de las propiedades mecánicas del acero podemos resaltar la tenacidad, esta propiedad suministra una valiosa información acerca de la cantidad

de energía que puede absorber un material antes de producirse la rotura final. Existen varios tipos de tenacidad como lo son la tenacidad de impacto y la tenacidad a fractura, las cuales indican predicciones distintas del material. Por medio de la tenacidad de impacto se puede relacionar la energía absorbida por impacto charpy para conocer el comportamiento del material. [15]

Además, en las probetas charpy, se ha encontrado que la energía absorbida y la expansión lateral dependen directamente de la fracción en área dúctil.

La vida de los aceros dúplex es afectada por tratamientos térmicos a los que son sometidos para su uso, los cuales generan que las propiedades del acero aumenten o disminuyan. Estos procesos son clave para evaluar el comportamiento de los dúplex en la industria. La falta de bibliografía y estudios rigurosos donde se observen las características y comportamiento de estos aceros, surge la necesidad de estudiar acerca de la tenacidad de impacto de un acero dúplex SAF-2304 cuando es sometido a tratamiento térmico de revenido.

1.3 Objetivos

1.3.1 Objetivo General

Evaluar la Tenacidad de impacto del acero inoxidable dúplex SAF- 2304 sometido a tratamiento térmico de revenido.

1.3.2 Objetivos Específicos

- Caracterizar el acero dúplex mediante un análisis químico, microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido, ensayo de tracción, ensayo de dureza e impacto.
- Analizar el ensayo a tracción según la norma ASTM A-370.

- Evaluar la Tenacidad de impacto según la norma ASTM E-23 y utilizando la relación de Barson-Rolfe.
- Analizar la dureza Rockwell.
- Evaluar la superficie de fractura a las muestras ensayadas y tratadas térmicamente.
- Comparar los resultados obtenidos en la Tenacidad de impacto antes y después de realizar el tratamiento térmico de revenido para cada condición.

1.4 Justificación

El acero es uno de los materiales estructurales más versátiles y posee propiedades mecánicas que hacen a este material muy conveniente para la ingeniería. El estudio dará a conocer la evaluación a la tenacidad de impacto del acero inoxidable dúplex sometido a un tratamiento térmico de revenido, y las condiciones que pueda ayudar al aumento en la confiabilidad del material sin la necesidad de recurrir a la utilización de elevados factores de seguridad, los cuales generan altos costos de inversión e inspección. Sirviendo de base para estudios posteriores de este material.

1.5 Alcance

Se realizarán estudios al acero inoxidable dúplex SAF-2304, en la cual se dispuso de 15 probetas para el ensayo de impacto bajo la norma ASTM E-23 y 25 probetas para tracción bajo la norma ASTM A-370, estas serán sometidas a tratamientos térmicos de revenido y templado, se estudiará su tenacidad de impacto bajo la relación Barson y Rolfe y se evaluará el comportamiento que tiene dicho material para la industria.

- El material utilizado es un acero Dúplex SAF- 2304.
- El tratamiento térmico de temple será realizado a temperaturas de 950°C y 1050 °C por un tiempo de 10, 12 y 15 minutos. El medio de enfriamiento a emplear es agua a temperatura ambiente (27 °C).
- El tratamiento térmico de revenido será realizado a temperaturas de 400 °C por un tiempo de 10, 12 y 15 minutos. El medio de enfriamiento es al aire a temperatura ambiente.
- Se utilizaran 35 probetas en total para el ensayo Charpy, 5 para cada condición.
- Se utilizaran 21 probetas en total para el ensayo de tracción, 3 para cada condición.

1.6 Limitaciones

- Disponibilidad del material acero inoxidable dúplex en el país.
- Escasos laboratorios para el estudio de la composición química del material.
- Disponibilidad al acceso al laboratorio para proceder a realizar los ensayos en las máquinas de impacto, tracción uniaxial, dureza, y análisis metalográficos.
- Disponibilidad de un microscopio electrónico de barrido.

1.7 Antecedentes

- En dicho trabajo se estudió la fragilización de un acero dúplex SAF-2507 a partir de 4 muestras sometidas a diferentes tratamientos térmicos, la muestra 1 sometida a un templado al aire a 750°C durante 1 hora, la muestra 2 sometida a un templado en agua a 650°C durante 15 minutos, la muestra 3 sometida a un templado al aire a 650°C durante 1 hora y la

muestra 4 sometida a un templado al aire a 600°C durante 3 horas. La caracterización se llevo a cabo con el estudio de las propiedades mecánicas mediante ensayos de nanoindentación y por la técnica del punzonado de probetas pequeña por medio de la cual, se obtuvo así las durezas y módulos elásticos de las dos fases principales del Acero Inoxidable Dúplex de última generación SAF 2507: austenita y ferrita. También en este estudio se compararon las resistencias máximas y elásticas del material así como las deflexiones máximas. Los resultados mostraron que los valores de módulos elásticos son aproximadamente los mismos para la austenita y la ferrita alrededor de 200 Gpa, y casi no se ven afectados por el tratamiento térmico sometido, ya que de una muestra a otra no existen variaciones significativas. En cuanto a la dureza la muestra 4 resulto la más dura y tuvo un valor mínimo de deflexión máxima de 0,25, seguido por la muestra 1, la muestra 3 y la muestra 2 que poseen valores muy cercanos. Hay que destacar que la dureza de la austenita fue superior a la de la ferrita en el material estudiado. La muestra 4 presento las mejores propiedades de resistencia máxima y elástica mientras que la muestra 1 se observo muy perjudicada por la temperatura en un tratamiento térmico a 750°C. La principal razón fue la aparición de fase sigma, muy probable a esta temperatura, lo cual le confiere unas propiedades mecánicas de resistencia bajas.[2]

- En la investigación se determino que la Influencia de la austenita secundaria (γ_2) en una zona de precipitación afectada térmicamente en las juntas soldadas de los aceros dúplex, se han analizado su dureza y la resistencia a la corrosión. La austenita secundaria (γ_2) fue creada como un producto de la descomposición de ferrita $\alpha \rightarrow \gamma_2$ como un efecto del

ciclo térmico de la soldadura y un envejecimiento a raíz del proceso de soldadura. La correlación de los ciclos térmicos, de la austenita secundaria (γ_2) fueron descritos en la fase de morfología, el tipo de precipitaciones y dureza, así como también la resistencia a la corrosión. El ciclo térmico tiene una influencia significativa en la transformación $\alpha \rightarrow \gamma_2$ y en la morfología de las fases creadas por γ_2 . El mecanismo principal de la creación de la austenita secundaria (γ_2) es la transformación difusiva con la cual es formada con la estructura Widmantatten. El incremento de la cantidad de la fase γ_2 en zona de prueba del acero afectada térmicamente causa una influencia esencial en la dureza y la resistencia a la corrosión conjunta. [4]

- Se llevaron a cabo una serie de estudios al acero dúplex 2205 de tratamientos térmicos de envejecimiento en un rango de temperatura de 650-975°C para diferentes intervalos de tiempo, la microestructura de la muestra y su tenacidad de impacto fue observado y medido. Se prestó más atención a la parte de precipitación de la fase secundaria y la ductilidad de la rotura frágil. Los resultados obtenidos indicaron que la tenacidad de impacto de acero inoxidable dúplex fue sensible a la precipitación de la fase δ incluso en la fase inicial del envejecimiento. Dos tipos de fases Cr-Mo enriquecido intermetálicos, σ y χ se encontraron preferentemente a precipitar en la interfaz δ/γ de frontera y dentro de δ -ferrita del grano ferrítico después de 5 minutos de envejecimiento en el rango de temperatura de 875-900 °C. La fracción de volumen de la fase σ se aumentó continuamente con el tiempo de envejecimiento y la fase σ se convirtió en una de las partículas gruesas debido a la alta difusibilidad de los átomos de soluto a altas temperaturas. La precipitación de Mo-enriquecido por la fase χ en la etapa inicial de envejecimiento es

probablemente mayor debido a la baja energía interfacial en la interfaz α/δ con una característica de relación de conexión cubico a cubico. Sin embargo, este preformado de fase α se vuelve a disolver y finalmente en la fase δ cuando la muestra está por encima de 750 °C. Acompañado del crecimiento de las fases secundarias, la fase γ cerca de la interfaz de α o α fue inducida a crecer en la región de δ -ferrita que se agoto en Cr y Mo. La δ -ferrita en la estructura dúplex original sería completamente descompuesta en la fase α y γ secundaria después del envejecimiento a largo plazo.[1]

- El trabajo incluye la prueba de resistencia a la fractura de un acero inoxidable dúplex 2205 de espesor entre 30 y 50 mm (22% Cr, 5,5% Ni, 3% Mo, 0,15% N). El metal base y las soldaduras por arco sumergido (SAW) han sido probados a temperaturas bajo cero utilizando un tamaño completo de flexión en tres puntos. La evaluación de los resultados se ha llevado a cabo usando los cálculos de J-integral y correlaciones con los valores de impacto charpy. Se muestra que la dependencia de la resistencia a la fractura puede ser descrita por una curva de temperatura de transición y principal. La temperatura de referencia se evaluó desde (-143 a -101) °C para la base y materiales soldados.[6]
- Fueron estudiados tratamiento de calor inducido por los procesos microestructurales mediante diferentes métodos no destructivo de prueba de materiales magnéticos y mecánicos en el presente trabajo. Se ha investigado un acero comercial SAF 2507 tipo Superduplex. Esta aleación contiene aproximadamente el 40% ferrita metaestable que se puede descomponer a una fase sigma y austenitica debido al tratamiento térmico.

Todas las propiedades mecánicas, corrosión, resistencia y magnéticas están fuertemente influenciadas por estos cambios microestructurales. Este estudio tuvo dos objetivos: para comprender mejor la cinética del proceso de descomposición de la ferrita y estudiar las posibilidades de aplicación de las medidas magnético. Este artículo presenta una posibilidad de aplicación de la medida no lineal de análisis de unidad y demuestra la posibilidad de encontrar una correlación cuantitativa entre las unidades medidas y las propiedades mecánicas obtenidos a partir de ensayos no destructivos. [3]

- Se realizó 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 una temperatura ambiente. Luego se envejeció el material a una temperatura de 850°C durante tiempo de permanencia de 48 y 54 minutos y 1, 12 y 24 horas, se observó, 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 espectroscopia por difracción de energía de rayos X (EDX). La fase sigma σ tiende a endurecer y fragilizar el material por tener un alto contenido de cromo que, según los valores arrojados de el EDX, es de aproximadamente 30% para todas las condiciones. Las superficies de fractura fueron evaluadas por microscopia 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. [5]

CAPÍTULO 2

Marco Teórico

2.1 El acero:

El acero está presente en nuestro diario vivir. Con sólo dar una mirada a nuestro alrededor, podemos darnos cuenta de la importancia del acero en nuestra vida. Muchos de los implementos que utilizamos son o están fabricados con partes de acero: los electrodomésticos (refrigerador, cocina, lavadora), el material de construcción (desde los clavos hasta las retroexcavadoras), los automóviles y miles de cosas más.

El acero es uno de los metales más resistentes, versátiles, adaptables y ampliamente utilizado. Al contener hierro, posee una característica única, su magnetismo, lo que lo hace ser uno de los materiales más fáciles de reciclar. Entonces el acero es una aleación de hierro o combinación de hierro y carbono (alrededor de 0,5% hasta menos de un 2%). Algunas veces otros elementos de aleación específicos tales como el Cr (Cromo) o Ni (Níquel) se agregan con propósitos determinados. Ya que el acero es básicamente hierro altamente refinado (más de un 98%), su fabricación comienza con la reducción de hierro (producción de arrabio) el cual se convierte mas tarde en acero.

El hierro puro es uno de los elementos del acero, por lo tanto consiste solamente de un tipo de átomos. No se encuentra libre en la naturaleza ya que químicamente reacciona con factibilidad con el oxígeno del aire para formar óxido de hierro. El óxido se encuentra en cantidades significativas en el mineral de hierro, el cual es una concentración de óxido de hierro con impurezas y materiales terrosos

Los metales, en términos generales, se clasifican de acuerdo a la presencia de hierro en su composición:

Metales no ferrosos: son aquellos que no contienen hierro. Entre éstos se encuentran el aluminio, magnesio, zinc, cobre, plomo y otros elementos metálicos. Las llamadas "aleaciones no ferrosas", como el latón y el bronce, son una combinación de algunos de estos metales.

Metales ferrosos: son aquellos que contienen hierro como su componente principal; es decir, las numerosas calidades de hierro y acero, que pueden contener otros elementos, pero en baja composición. [16]

2.2 Clasificación del acero

Los diferentes tipos de acero se clasifican de acuerdo a los elementos de aleación que producen distintos efectos en el mismo, entre los diferentes tipos de acero tenemos:

- Aceros al carbono
- Aceros de baja aleación ultrarresistentes
- Aceros aleados
- Aceros de herramientas
- Aceros inoxidables

2.2.1 Aceros al carbono:

Más del 90% de todos los aceros son aceros al carbono. Estos aceros contienen diversas cantidades de carbono y menos del 1,65% de manganeso, el 0,60% de silicio y el 0,60% de cobre. Entre los productos fabricados con acero al carbono figuran maquinas, carrocería de automóviles, la mayor parte de las estructuras de construcción de acero, casco de buques, entre otros. [15]

2.2.2 Aceros de baja aleación ultrarresistente:

Esta familia es la más reciente de las cuatro grandes clases de acero. Los aceros de baja aleación son más baratos que los aceros aleados convencionales ya que tiene cantidades menores de los costosos elementos de la aleación. Sin embargo, recibe un tratamiento especial que le da una resistencia mucho mayor que la del acero al carbono. Por ejemplo, los vagones de mercancías fabricados con acero de baja aleación pueden transportar cargas más grandes porque sus paredes son más delgadas que lo que sería necesario en caso de emplear acero al carbono. Además, como los vagones de acero de baja aleación pesan menos, las cargas pueden ser más pesadas.

En la actualidad se construyen muchos edificios con estructuras de acero de baja aleación. Las vigas pueden ser más delgadas sin disimular su resistencia, logrando un mayor espacio interior en los edificios. [15]

2.2.3 Aceros aleados:

Se da el nombre de aceros aleados a los aceros cuya propiedades características son debidas a la presencia de algún otro elemento, además del carbono. Aunque todos los aceros ordinarios al carbono contienen pequeñas

cantidades de manganeso (hasta un 0,90% aproximadamente) y de silicio (hasta un 0,30% aproximadamente), no se consideran como aceros aleados, ya que la función principal de estos dos elementos es actuar como desoxidantes, combinándose con el oxígeno y el azufre y reduciendo los efectos perjudiciales de estos elementos. Con la adición de elementos al acero se pretende conseguir la obtención de diversas finalidades, destacando entre ellas, por su importancia, las siguientes: [17]

- Un aumento de la templabilidad
- Mejorar la resistencia a temperatura ordinaria
- Mejorar las propiedades físicas a cualquier temperatura, altas o bajas.
- Conseguir una tenacidad elevada con un mínimo de dureza o resistencia.
- Aumentar la resistencia al desgaste
- Aumentar la resistencia a la corrosión
- Mejorar las propiedades magnéticas

Estos aceros de aleación se pueden su clasificar en:

Estructurales: son aquellos aceros que se emplean para diversas partes de maquinas, tales como engranajes, ejes y palancas. Además se utilizan en las estructuras de edificios, construcción de chasis de automóviles, puentes barcos y semejante. El contenido de la aleación varía desde 0.25% a un 6%. [17]

Para herramienta: aceros de alta calidad que se emplean en herramienta para cortar y moldear metales y no-metales. Por lo tanto, son materiales empleados

para cortar y construir herramientas tales como taladros, **escariadores**, fresas, terrajas y machos de roscar. [17]

Especiales: los aceros de aleación especiales son los aceros inoxidable y aquellos con un contenido de cromo generalmente superior al 12%. Estos aceros de gran dureza y gran resistencia a altas temperaturas y a la corrosión se emplean en turbinas de vapor, engranajes, ejes y rodamientos.[17]

2.2.4 Aceros inoxidables:

Los aceros inoxidables contienen cromo, níquel y otros elementos de aleación, que los mantiene brillantes y resistentes a la herrumbre y oxidación a pesar de la acción de la humedad o de ácidos y gases corrosivos. Algunos aceros inoxidables son muy duros; otros son muy resistentes y mantienen esa resistencia durante largos periodos a temperaturas extremas. Debido a sus superficies brillantes, en arquitectura se emplea muchas veces con fines decorativos. El acero inoxidable se utiliza para las tuberías y tanques de refinerías de petróleo o plantas químicas, para los fuselajes de los aviones o para capsulas especiales. También se usa para fabricar instrumentos y equipos quirúrgicos, o para fijar y sustituir huesos rotos, ya que resiste a la acción de los fluidos corporales. En cocinas y zonas de preparación de alimentos los utensilios son a menudo de acero inoxidable, ya que no oscurece los alimentos y puede limpiarse con facilidad. Estos aceros de gran dureza y gran resistencia a las altas temperaturas y a la corrosión, se emplean en turbinas de vapor, engranajes, ejes y rodamientos.

Los aceros inoxidables, según AWS (American Welding Society), son aceros aleados con un contenido de cromo nominal por encima al 12% en peso. Este constituyente le brinda la característica de formar una capa superficial de óxido de cromo (Cr_2O_3) u óxido de Níquel (Ni_2O_3) muy fino y estable, que los protege eficazmente del ataque de sustancias químicas y la oxidación. [15]

De acuerdo a la ASM (American Society for Metals), todas las aleaciones comprendidas dentro del grupo de los aceros inoxidable, tienen en común un mínimo de 10,5% de carbono y hierro como elemento mayoritario, junto a otros elementos simples de aleación tales como: níquel manganeso o molibdeno. Son estos elementos de aleación, principalmente como el níquel, los que tienen un efecto marcado sobre la microestructura del acero, permitiendo dividirlos en 5 familias citadas a continuación:

- Ferríticos
- Martinsíticos
- Austeníticos
- Dúplex
- Endurecibles por precipitación

Existen otros elementos que pueden ser añadidos a los aceros inoxidable, sin embargo, el comportamiento de los mismo los lleva a asemejarse algunas de las clasificaciones mencionadas anteriormente, dado que sus propiedades los confiere la misma influencia a nivel metalúrgico. Una forma de cuantificarlo, consiste en referirlos al cromo equivalente como elementos formadores de ferrita (alfagenos) y al níquel equivalente como elementos formadores de austenita (gammagenos). A continuación se menciona los elementos de aleación y el efecto que producen en los aceros inoxidable. [15]

- Carbono: afecta a todas las clases de aceros inoxidable, promueve la austenita, formando carburos de cromo que puede causar corrosión intergranular.
- Cobre: del tipo CN-7M, incrementa la resistencia a la corrosión, reduciendo la susceptibilidad a grietas por corrosión bajo tensiones y promoviendo efectos endurecedores por envejecimiento.

- **Columbio:** del tipo 347. Este elemento combinado con carbono reduce la susceptibilidad a la corrosión intergranular, actúa como refinador de grano, promueve la formación de ferrita y resistencia al creep.
- **Cromo:** promueve la formación de ferrita e incrementa la resistencia a la corrosión y la oxidación.
- **Fosforo, azufre y selenio:** tipo 303, este trío de elementos producen un incremento a la maquinabilidad pero promueven la fractura en caliente en soldadura y reducen la resistencia a la corrosión.
- **Manganeso:** tipo 202 y 205. Estabiliza la austenita pero forma ferrita a altas temperaturas, inhibe la figuración en caliente por formación de MnS
- **Molibdeno:** tipo 316 y 317. Mejora la resistencia a altas temperaturas, la resistencia a la corrosión y promueve la formación de austenita.
- **Nitrógeno:** tipo 316 N, formador de austenita. Incrementa la resistencia.
- **Níquel:** promueve la formación de austenita y aumenta la resistencia a altas temperaturas, a la corrosión y ductilidad
- **Silicio:** del tipo 302. incrementa la resistencia o descamación y promueve la formación de ferrita. Se utiliza para desoxidación
- **Titanio:** tipo 321. Combinado con carbono reduce la susceptibilidad a la corrosión intergranular, actúa como refinador de grano y promueve la formación de ferrita.

2.2.4.1 *Aceros Inoxidables Ferríticos:*

Son esencialmente aleaciones binarias hierro-cromo que contienen alrededor de un 12 a un 30% de Cr. Tienen buena resistencia mecánica y ductilidad moderada, derivadas del endurecimiento por deformación. Los aceros inoxidables ferríticos son relativamente baratos ya que no contienen níquel. Principalmente se usan como materiales de construcción general en lo que se

requiere su especial resistencia al calor y a la corrosión. La presencia de carburos en este acero reduce, en cierto grado, su resistencia a la corrosión, recientemente se han desarrollado nuevos aceros ferríticos que con niveles de carbono y nitrógenos muy bajos han mejorado la resistencia a la corrosión. [18]

2.2.4.2 Aceros Inoxidables Martensíticos:

Los aceros inoxidables martensíticos son aceros al cromo (11%-18%) que contienen pequeñas cantidades de otros elementos de aleación, como, a veces, níquel, pero en este caso en cantidad nunca superior al 2,5%. Los contenidos de carbono pueden variar entre un mínimo de 0,08% hasta un máximo de un 1,2%.

Los aceros inoxidables martensíticos son susceptibles de elevar sus características mecánicas de resistencia y dureza mediante un tratamiento térmico de temple. Según la cantidad de C y Cr en la aleación se pueden obtener, mediante el calentamiento a temperaturas superiores a la de austenización estructuras completamente austeníticas, o estructuras austeníticas más carburos. Se entiende, pues, que habrá en todo acero templado estructuras formadas por martensita, o bien, por martensita más carburos. [18]

2.2.4.3 Aceros Inoxidables Austeníticos:

Los aceros inoxidables austeníticos son esencialmente aleaciones terciarias de Fe-Cr-Ni que contiene entre un 16 y un 25% de Cr y desde un 7 a un 20% de Ni. Estas aleaciones se llaman austeníticas porque su estructura recuerda a la austenita (FCC, hierro tipo γ) a todas las temperaturas normales de tratamiento térmico. La presencia de níquel que posee una estructura cristalina FCC, permite tener la estructura FCC a temperatura ambiente. La elevada conformabilidad de los aceros austenítico es debida a su estructura cristalina FCC. Los aceros inoxidables austeníticos tienen normalmente mejor resistencia a la corrosión que los ferríticos y martensíticos, porque los carburos pueden retenerse en solución sólida por enfriamiento rápido desde altas temperaturas. Sin embargo, si estos

aceros han de ser soldados o enfriados lentamente desde altas temperaturas a través del rango 870 a 600 °C, pueden ser susceptibles de corrosión intergranular porque los carburos del cromo contenido precipitan en los bordes de grano. Además, los aceros inoxidable austenítico tienen excelentes propiedades al impacto o bajas temperaturas, puesto que no tienen temperatura de transición, son no ferromagnético con alto contenido de níquel y cromo lo que lo hacen aleaciones costosas. [18]

2.2.4.4 Aceros endurecidos por precipitación: Los aceros inoxidable endurecibles por precipitación o PH (Precipitation Hardening) son aleaciones de hierro, cromo y níquel que se caracterizan por la resistencia obtenida a partir del endurecimiento por tratamiento térmico de envejecimiento. Estos aceros pueden ser martensíticos, austeníticos o intermedios entre ambos, dependiendo de la proporción Cr/Ni. Lo que realmente distingue a estos aceros es la adición de ciertos elementos tales como Al, Ti, Mo y Cu, que dan lugar a la aparición de compuestos intermetálicos de manera controlada. Así, el endurecimiento por medio de estos compuestos se puede realizar por precipitación desde una matriz martensítica. Para ello se somete al material a un tratamiento de solubilización a una temperatura de unos 1050°C con posterior enfriamiento al aire, dando lugar a una matriz martensítica sobresaturada. A continuación, se envejece el acero a una temperatura comprendida entre 455 y 565°C, que da lugar a la precipitación de los compuestos intermetálicos endurecedores.

Como aspecto negativo debe destacarse que estas aleaciones trabajan mal en frío. Cuando en vez de una matriz martensítica sobresaturada, se parte de una matriz austenítica sobresaturada se obtienen, después de la precipitación por envejecimiento, menores resistencias mecánicas pero una considerable mejora de la ductilidad.

Los contenidos típicos de los elementos de aleación en estos aceros son:

- $12\% < Cr < 18\%$
- $4\% < Ni < 9\%$
- Otros elementos: Mo, Ti, N, Cu, Al, Ta, Nb, B, y V.

Se pueden clasificar en función de su estructura en estado de recocido, y del comportamiento resultante después del tratamiento térmico de envejecimiento, en austeníticos, martensíticos y semiausteníticos. Son aceros que se encuentran patentados y normalmente se les designa por su nombre comercial.

Estos aceros se utilizan en aplicaciones muy específicas, sobre todo aeronáuticas, cuando se precisan altas prestaciones, como alternativa a las aleaciones de titanio a temperaturas de trabajo de hasta 550°C. [18]

2.2.4.5 Aceros inoxidable dúplex:

Los aceros inoxidables dúplex o austeno-ferríticos son aleaciones de hierro, cromo, níquel y molibdeno que forman una mezcla de austenita (60-40%) y ferrita (40-60%). Los contenidos típicos de los elementos de aleación en estos aceros son:

- $C < 0,05\%$
- $18\% < Cr < 25\%$
- $3\% < Ni < 6\%$
- $0\% < Mo < 4\%$
- Otros elementos: Mn, Cu, Si, P, S, N.

Sus características generales son:

- La estructura dúplex mejora la resistencia a la corrosión bajo tensión en ambientes con iones cloruro.
- Son magnéticos.
- Su soldabilidad, tenacidad y ductilidad son buenas, intermedias entre las de los aceros austeníticos y ferríticos.

- No se endurecen por tratamiento térmico, por ejemplo temple, pero sí por deformación en frío o en caliente. [18]

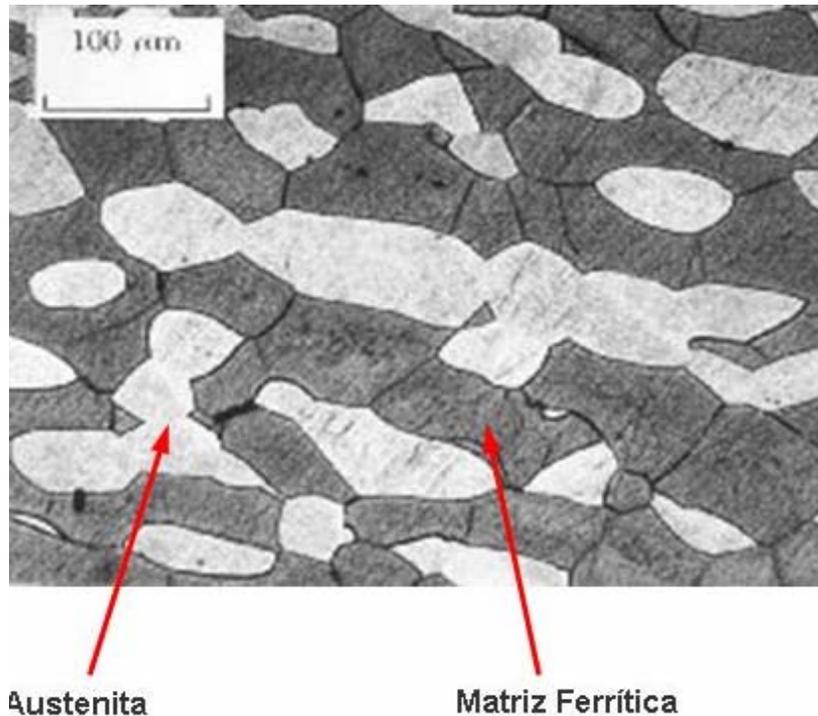


Figura 2.1: Micrografía de un acero inoxidable dúplex realizada por el observatorio tecnológico de la soldadura (OBTESOL)[11]

Evolución de los aceros inoxidables dúplex a los austeníticos:

Los aceros inoxidables austeníticos tienen algunas limitaciones como la susceptibilidad a la corrosión bajo tensión y en resquicios en medios con iones cloruro, y un precio elevado debido a sus altos contenidos en níquel. La mejora de la resistencia a la corrosión en general se consigue con la adición de elevadas cantidades de Cr y Mo, y la reducción del precio del acero, con el empleo de contenidos medios/bajos de Ni. Además, el Cr y el Mo son elementos gammágenos, es decir, promotores de la formación de la estructura ferrítica. De

este modo se obtienen los aceros con estructura austeno-ferrítica o aceros inoxidable dúplex. La matriz austeno-ferrítica se consigue mediante una composición química muy precisa y un enfriamiento controlado.

Es importante destacar que los aceros inoxidable dúplex solidifican como ferríticos a unos 1300°C, consiguiéndose la estabilidad bifásica (austenita- ferrita) a unos 1040°C. La precipitación de la austenita comienza en los límites de grano de la ferrita, y la cantidad de austenita precipitada dependerá de la velocidad de enfriamiento (velocidades de enfriamiento lento dan lugar a la precipitación de mayor cantidad de austenita). [11]

2.2.4.5.1 Clasificación de los aceros inoxidable dúplex

Los aceros inoxidable dúplex se clasifican en función de su Índice de Resistencia a la Corrosión por Picaduras (PREN). Se considera que un acero inoxidable dúplex presenta un índice PREN superior a 25, y los denominados súper-dúplex, 40 o superior.

- **Aceros inoxidable dúplex con $PREN < 40$:** la primera generación de estos aceros inoxidable dúplex (como el 329) no contiene nitrógeno (elemento promotor de austenita). Por lo tanto, cuando se sueldan, dan lugar a la formación de regiones de ferrita en la ZAT de la soldadura, reduciéndose así su resistencia a la corrosión y su rugosidad. Aunque estas propiedades se pueden reestablecer con un tratamiento térmico para que se vuelva a formar la austenita, la soldadura de estos materiales es muy problemática. La adición de un elemento promotor de austenita, como el nitrógeno, da lugar a que se forme austenita a partir de la ferrita a mayores temperaturas, dando lugar a un balance aceptable de ferrita y austenita en la ZAT de la unión soldada. La adición sistemática de N como elemento de aleación ha

dado lugar a la aparición de la denominada segunda generación de inoxidables dúplex. La alta resistencia de estos aceros inoxidables dúplex, junto con su alta resistencia a la corrosión bajo tensión y a la corrosión intergranular inducida por sensibilización, ha permitido su utilización en diversas aplicaciones: Calentadores de calderas y equipos de producción de gas; intercambiadores de calor, depósitos a presión, tanques y válvulas; tanques y tuberías de la industria alimentaria; tanques para el transporte de sustancias químicas. [11]

- **Aceros inoxidables dúplex con PREN ≥ 40 (denominados súper-dúplex):** son los aceros con un mayor contenido en Cr, Mo y N, y por lo tanto, tienen la mayor resistencia a la corrosión por picaduras y en resquicios. Se fabricaron inicialmente para satisfacer las especificaciones de las aleaciones a emplear en plataformas petrolíferas marinas del Mar del Norte. Aunque posean un PREN elevado, su microestructura y su composición química pueden afectar a su resistencia a la corrosión por picaduras y en resquicios. Además, para determinar los efectos sobre estos aceros de un proceso de soldeo o de un tratamiento térmico, es necesario analizar sus diagramas TTP (Tiempo-Temperatura-Precipitación). [11]

2.2.4.5.2 Aleaciones Comunes de los aceros inoxidables dúplex:

Los aceros inoxidables dúplex son una de las familias más importantes de aceros inoxidables, y están teniendo actualmente un crecimiento muy significativo. Combinan una resistencia mecánica muy alta con una buena resistencia a la corrosión, especialmente bajo tensión en presencia de cloruros. Además tienen una gran resistencia a la corrosión por fatiga y abrasión, y una baja dilatación térmica y

mayor conductividad térmica que los aceros austeníticos. Debido a sus propiedades mecánicas, están considerados también como aceros estructurales, siendo una gran alternativa en algunas aplicaciones a los aceros al carbono por la combinación de resistencia mecánica y resistencia a la corrosión. Con respecto a otros aceros inoxidables son muy atractivos, sobre todo respecto a los AISI 316L/316LN, no sólo por ser superiores en su resistencia a la corrosión sino en las grandes posibilidades de disminuir drásticamente los espesores debidos a sus altas propiedades mecánicas. [11]

- **Acero inoxidable dúplex SAF 2304**

El acero SAF 2304 es un acero inoxidable dúplex (austeno-ferrítico) con bajo contenido en carbono. Se caracteriza por las siguientes propiedades:

- ✓ Muy buena resistencia a la corrosión bajo tensión.
- ✓ Buena resistencia a la corrosión generalizada y a la corrosión por picaduras.
- ✓ Alta resistencia mecánica.
- ✓ Buena tenacidad.
- ✓ Buena soldabilidad.

GRADO	Resistencia mecánica(MPa)	Límite elástico 0,2%(MPa)	Dureza Rockwell (HRC)
SAF 2304	600 (valor mínimo)	400 (valor mínimo)	30,5 (valor máx.)

Tabla 2.1 Propiedades mecánicas del acero Duplex SAF 2304. [19]

Otras características:

- ✓ Si el acero SAF 2304 se expone a altas temperaturas ($> 280^{\circ}\text{C}$) durante largos periodos de tiempo, se produce un cambio en su microestructura, que da lugar a una reducción de su resistencia al impacto.
- ✓ Debido a su alto contenido en cromo, posee una excelente resistencia a la corrosión en ambientes ácidos.
- ✓ Debido a su microestructura bifásica, posee una excelente resistencia a la corrosión bajo tensión.
- ✓ En general posee una resistencia mecánica y a la corrosión mayor que las de los aceros inoxidable austeníticos. [19]

- **Acero inoxidable dúplex SAF 2205**

Este acero se encuentra en el grupo de inoxidables dúplex que contienen nitrógeno y sus fabricantes lo suministran en una gran variedad de formatos. Es el acero inoxidable dúplex más empleado.

La aptitud que presentan los aceros inoxidables dúplex a ser mecanizados difiere algo de la de los aceros al carbono y de los aceros inoxidables austeníticos, debido a las diferencias en cuanto a resistencia mecánica y a su microestructura. Dadas sus excelentes propiedades anticorrosivas, el acero SAF 2205 es un material muy adecuado para medios que contengan iones cloruro, así como sulfuros. Se emplea en conductos enterrados para la extracción de petróleo y de gas, en refinerías y en procesos que impliquen la contaminación con cloruros.

Su alta resistencia mecánica lo hace idóneo para su empleo en estructuras que estén sometidas a grandes cargas. Sus buenas propiedades mecánicas y

anticorrosivas hacen de su elección una alternativa económica en muchas aplicaciones. [19]

2.2.4.5.3 Fases secundarias en los aceros inoxidable dúplex.

Además de las fases mayoritarias como ferrita (α) y austenita (γ) se puede presentar una variedad de fases secundarias indeseables que pueden formarse en el intervalo de (600-950) °C por la aplicación incorrecta de tratamientos térmicos o después de empleado un proceso de soldadura, tales como: la fase sigma (σ), la fase chi (χ), la austenita secundaria (γ^2) y los nitruros de cromo. A continuación se hace mención de dichas fases y como influyen en las propiedades mecánicas y anticorrosivas de estos aceros.

Fase sigma: Es la fase secundaria más importante debido a su elevada proporción respecto al resto de las fases secundarias que pueden formarse y, de ahí, su eventual influencia en las propiedades del material. Aparece como consecuencia de la permanencia más o menos prolongada a temperaturas que van desde unos 725 K hasta los 1250 K. Es la más perjudicial de todas las fases que puedan precipitar en estos aceros, influyen de manera negativa en la tenacidad y la resistencia a la corrosión. Además, afecta tanto la ductilidad en caliente como la ductilidad a temperatura ambiente, tiene un valor de dureza mayor a 900Hv, es altamente frágil. [20]

Austenita secundaria (γ^2): Su formación tiene lugar mediante la descomposición de la ferrita inicial en austenita. A través de este procedimiento de transformación llega a disminuir hasta un 70 % el contenido de ferrita inicial. La fase γ^2 puede formarse con relativa facilidad al aplicarle al material diferentes tratamientos térmicos ya que los mecanismos de formación pueden ser muy

diversos, el intervalo de temperaturas en que suele aparecer esta fase es de 925 K a 1175 K.

Además de la precipitación de la austenita a partir de la ferrita durante el enfriamiento desde las altas temperaturas, se pueden considerar otras formas de transformación en estos aceros.

Por la reacción eutécticoide $\delta \rightarrow \sigma + \gamma$, donde por la difusión rápida a lo largo de los límites de grano δ/γ resulta una estructura típica eutécticoide de fase sigma (σ) y de fase austenita (γ), la cual ocurre generalmente en el intervalo de temperatura (700-900) °C. Esta austenita formada en los límites de grano δ/γ es muy pobre en cromo, denominada austenita secundaria. [20]

Nitruros de cromo: El aumento del uso de nitrógeno como elemento aleante, ha permitido detectar la precipitación de nitruros de cromo del tipo Cr₂N en el intervalo de temperaturas de 975- 1175 K en los aceros inoxidable dúplex. El nitrógeno está implicado en la formación de diferentes fases secundarias, ya que, al aumentar la temperatura, incrementa la solubilidad de éste en la ferrita, y al disminuir rápidamente la temperatura esta ferrita queda sobresaturada de nitrógeno, lo que provoca la precipitación intergranular de Cr₂N. Además de precipitado de nitruro de cromo hexagonal, también han sido observados precipitados de nitruro de cromo cúbico en aceros inoxidable dúplex 2205. [20]

Fase χ : Aunque menos conocida que la fase σ , la fase intermetálica Chi precipita en determinados aceros inoxidable dúplex cuando son sometidos a tratamientos térmicos de 6 a 10 horas, entre 975-1175 K. Su nucleación frecuentemente tiene lugar en la interfase ferrita / austenita y crece en la matriz delta. La fase χ , como la σ , es frágil y quebradiza, por lo que, su presencia es indeseable. El efecto que provoca esta fase sobre las propiedades del material es difícil de cuantificar, debido a que suele coexistir con la fase σ y su proporción

respecto a ésta es muy baja. Esta fase tiene un efecto adverso sobre la tenacidad y las propiedades anticorrosivas, en menor grado que la fase sigma (σ), las cuales en muchos casos coexisten. Este efecto no debe ser ignorado, ya que durante tratamientos térmicos prolongados esta fase es sustituida por la fase sigma (σ). [20]

Fase R: La fase R suele precipitar en el rango de temperaturas 550-700°C. Es un compuesto intermetálico rico en Molibdeno con una estructura cristalina trigonal. En una reciente investigación de un metal soldado 33Cr-8Ni-3Mo, la fase R tenía una composición aproximada de 30% Fe, 25% Cr, 6% Ni, 35% Mo, y 4% Si. Ha sido demostrado experimentalmente que la tenacidad a la fractura y la temperatura crítica de picadura son reducidas por la formación de fase R. También han sido observados ambos tipos de precipitados, intergranular e intragranular. Por sus altos contenidos en Mo, hasta 40 %, los precipitados intergranulares son los más importantes para la resistencia a la corrosión. [20]

Fase π : esta fase presenta una estructura cristalina trigonal al igual que la fase R, contribuye a la fragilización y la corrosión por picadura cuando el material ha sido sometido a un tratamiento isotérmico de envejecimiento a 600°C. Esta fase contiene aproximadamente 28 %Fe, 35%Cr, 3%Ni y 34%Mo. [20]

2.2.4.5.4 Campo de aplicaciones de los aceros dúplex.

Los aceros inoxidable dúplex poseen una atractiva combinación de propiedades mecánicas y anticorrosivas, por lo que hacen al material una excelente opción para aplicaciones marinas y petroquímicas, particularmente en aquellas donde tengan presencia medios clorinados. Su aplicación se ha incrementado notablemente en la industria química, del transporte, del gas y petróleo, y del papel. La aceptación que han recibido los aceros dúplex se debe a su elevada

resistencia a la corrosión, junto con unas buenas propiedades mecánicas, lo que los hace especialmente indicados en situaciones de posible corrosión bajo tensión.

El interés en los DSS se ha visto incrementado gracias al desarrollo de mejoras en las propiedades del material a la corrosión inducida por medios clorinados, la cual es un problema de gran envergadura en industrias con las aplicaciones antes descritas.[18]

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.

2.3 Tratamientos térmicos.

Los tratamientos térmicos son operaciones de calentamiento y enfriamiento de los metales, mediante los cuales se logran principalmente cambios de su estructura cristalina, de su estructura micrográfica (grano) y de su constitución, la composición química permanece inalterable. Los tratamientos térmicos tienen por objeto mejorar las propiedades y las características de los aceros. Consisten en calentar y mantener las piezas de acero a temperaturas adecuadas, durante un período de tiempo y luego enfriarlas, a temperaturas convenientes, logrando de

esta manera modificar la estructura microscópica de los aceros, además se verifican transformaciones físicas.

El tratamiento térmico en el material es uno de los pasos fundamentales para que pueda alcanzar las propiedades mecánicas para las cuales está creado. Este tipo de procesos consisten en el calentamiento y enfriamiento de un metal en su estado sólido para cambiar sus propiedades físicas. Con el tratamiento térmico adecuado se pueden reducir los esfuerzos internos, el tamaño del grano, incrementar la tenacidad o producir una superficie dura con un interior dúctil. La clave de los tratamientos térmicos consiste en las reacciones que se producen en el material, tanto en los aceros como en las aleaciones no férreas, y ocurren durante el proceso de calentamiento y enfriamiento de las piezas, con unas pautas o tiempos establecido. Por tradición los únicos tratamientos que se utilizaban eran los térmicos, y se definían como procesos térmicos a lo que se podían someter los metales y aleaciones para modificar su estructura y constitución, pero no su composición química. [12]

El objeto de estos tratamientos térmicos era mejorar las propiedades mecánicas de los metales, obteniendo algunas veces mayor dureza y resistencia mecánica, y otra mayor plasticidad para facilitar su conformación.

Un proceso de tratamiento térmico adecuado permite aumentar significativamente las propiedades mecánicas de dureza, tenacidad y resistencia mecánica del acero. Los tratamientos térmicos cambian la microestructura del material, con lo que las propiedades macroscópicas del acero también son alteradas.

El tiempo y la temperatura son factores principales, los cuales hay que fijarlos a conveniencia, de acuerdo con la composición del acero y las características que se desean obtener. Las temperaturas de calentamiento para los aceros en una gran variedad de tratamientos térmicos se toman del diagrama de

hierro-carbono, ya que el proceso se acerca a condiciones de equilibrio. En otros casos además del diagrama de hierro carbono, se utilizan los diagramas de transformación, temperatura y tiempo (TTT). La figura 2.2 muestra el diagrama que relaciona el tiempo y la temperatura requeridos para una transformación isotérmica, conocido como diagrama T.T *Temperatura*

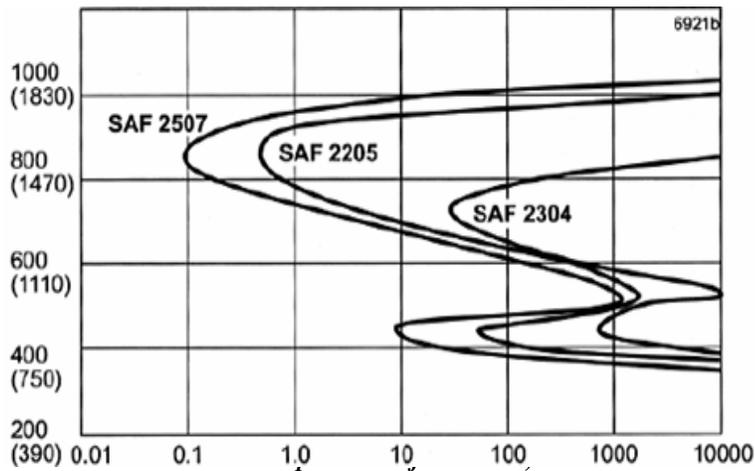


Figura 2.2 Diagrama T.T.T (Sandvik). [26]

Los tratamientos térmicos fundamentalmente son cuatro: temple, revenido, normalizado y recocido.

2.3.1 Tratamiento Térmico de Revenido.

El revenido es un tratamiento térmico que sigue al de templado del acero. Tiene como fin reducir las tensiones internas de la pieza originadas por el temple o por deformación en frío. Mejora las características mecánicas reduciendo la fragilidad, disminuyendo ligeramente la dureza, esto será tanto más acusado cuanto más elevada sea la temperatura de revenido. [12]

- Características generales del revenido.
 - ✓ Es un tratamiento que se da después del temple.
 - ✓ Se da este tratamiento para ablandar el acero.
 - ✓ Elimina las tensiones internas.
 - ✓ La temperatura de calentamiento está entre 150 y 500 °C (debe ser inferior a AC1, porque por encima se revertiría el temple previo).
 - ✓ El enfriamiento puede ser al aire o en aceite.

- Fases del revenido.

El revenido se hace en tres fases:

- ✓ Calentamiento a una temperatura inferior a la crítica.
- ✓ Mantenimiento de la temperatura, para igualarla en toda la pieza.
- ✓ Enfriamiento, a velocidad variable. No es importante, pero no debe ser excesivamente rápido.

- Calentamiento

- ✓ El calentamiento se suele hacer en hornos de sales. Para los aceros al carbono de construcción, la temperatura de revenido está comprendida entre 450 a 600°C, mientras que para los aceros de herramientas la temperatura de revenido es de 200 a 350°C. En esta fase la martensita, a la que se llega con el temple expulsa el exceso de carbono.

- Mantenimiento de la temperatura

- ✓ La duración del revenido a baja temperatura es mayor que a las temperaturas más elevadas, para dar tiempo a que sea homogénea la temperatura en toda la pieza.

- Enfriamiento
 - ✓ La velocidad de enfriamiento del revenido no tiene influencia alguna sobre el material tratado cuando las temperaturas alcanzadas no sobrepasan las que determinan la zona de fragilidad del material; en este caso se enfrían las piezas directamente en agua. Si el revenido se efectúa a temperaturas superiores a las de fragilidad, es conveniente enfriarlas en baño de aceite caliente a unos 150°C y después al agua, o simplemente al aire libre.

- Revenido del acero rápido
 - ✓ Se hace a la temperatura de 500 a 600°C en baño de plomo fundido o de sales. El calentamiento debe ser lento, el mantenimiento del caldeo será por lo menos de media hora; finalmente se deja enfriar al aire. Dos revenidos sucesivos mejoran las características mecánicas y las de corte de los aceros rápidos. [12]

2.4 Tenacidad de fractura.

La tenacidad de fractura puede ser definida como la habilidad de un material para transmitir carga o deformación plástica, en presencia de una muesca y puede ser descrita, en términos del factor de intensidad de esfuerzo crítico bajo condiciones de estado plano de esfuerzos (K_c) o de estado plano de deformación (K_{IC}) para carga lenta y comportamiento lineal elástico. K_{IC} es una medida de tenacidad crítica de un material bajo condiciones de máxima restricción plástica (estado de deformación plana) y bajo carga dinámica o de impacto, también para comportamiento lineal- elástico. Para comportamiento elástico- plástico

(materiales con mayores niveles de tenacidad con entalla que exhiben un comportamiento lineal- elástico). La tenacidad del material es medida en términos de parámetros tales como: K_{IC} , integral J (J_{IC}), curva R, desplazamiento de apertura de boca (COD).

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 de deformación plana K_{IC} . Generalmente K_{IC} se reporta como propiedad de un material. [21]

2.4.1 Tamaño de la grieta (a).

La fractura frágil se inicia a partir de discontinuidades (porosidad, falta de fusión, entre otras.) de varios tipos. Estas discontinuidades pueden variar de extremadamente pequeñas en el interior de una soldadura de arco sumergido, hasta grietas muchos mayores en otro tipo de soldaduras o grietas por fatiga. [9]

2.4.2 Niveles de esfuerzos (σ).

Se necesitan esfuerzos de tracción (nominal, residual o ambos) para que ocurra la fractura frágil, estos esfuerzos se determinan mediante técnicas convencionales de análisis de esfuerzos para estructuras particulares. [9]

2.4.3 Método de Barson y Rolf.

Ya que la determinación experimental del K_{IC} , J_{IC} y COD es costosa (maquinado, pre-agrietado por fatiga, ensayo) y no es generalmente usada para control de calidad, en los últimos años se ha tratado de correlacionar los resultados de ensayos mecánicos más simples con la tenacidad y el K_{IC} del material. Ciertas relaciones empíricas entre los valores de K_{IC} y CVN han sido propuestas en base a los resultados de diferentes investigaciones.

Barson y Rolfe en el año 1986 observaron que el efecto de la temperatura y a velocidad de carga en los valores de CVN y K_{IC} es la misma, la cual sugiere la posibilidad de establecer ciertas relaciones empíricas entre los resultados de estos dos ensayos. En el rango dúctil, la diferencia entre las muestras de ensayo para K_{IC} y CVN; la velocidad de carga y agudeza en la entalla, no son tan significativos por lo cual se espera una correlación razonable. [22]

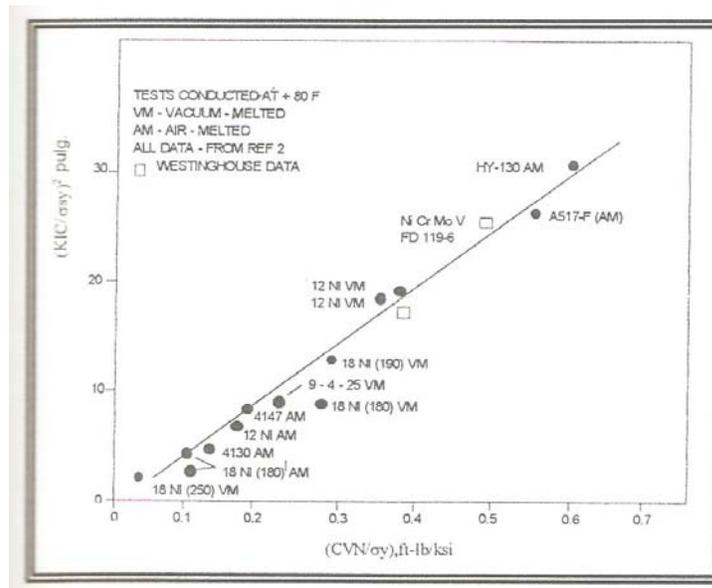


Figura 2.3 Correlación entre la tenacidad (K_{IC}) y la energía Charpy (CVN) [23]

En la figura 2.3 se muestra la relación entre valores de K_{IC} y CVN desarrollada a partir de los resultados obtenidos de once aceros con resistencia a la fluencia entre 110 y 246 Ksi, valores de K_{IC} entre 87 y 246 Ksi.pulg^{1/2} y valores de impacto Charpy entre 16 y 89 pie. Lbs.

La relación propuesta por Rolfe, Novak y Barson es:

$$(K_{IC} / \sigma_y)^2 = (5 / \sigma_y) \cdot [CVN - (20 / \sigma_y)] \quad (2.1)$$

Donde:

K_{IC} = factor de intensidad de esfuerzo crítico bajo condiciones de estado plano de deformación en (Ksi.pulg^{1/2})

σ_y = esfuerzo de fluencia en (Ksi)

CVN = valor de ensayo de impacto a Charpy CVN en (pie.Lb)

Esta relación está además de acuerdo con el criterio de falla del integral J. Ya que el valor de K_{IC} es un ensayo estático y el CVN de impacto es un ensayo dinámico, esta relación está limitada a aceros con resistencia a la fluencia mayor que 100 Ksi. Sin embargo debido a que esta relación es válida para aceros en el rango dúctil donde los valores de CVN de impacto y en doblado lento son aproximadamente constantes para aceros con resistencia de fluencia diferentes, dicha relación podría ser extendida a aceros con σ_y menor que 100 Ksi.

2.5 Ensayo de Tracción.

Es uno de los ensayos más empleados. Consiste en someter una probeta normalizada a esfuerzos progresivos y crecientes de tracción en la dirección de su eje hasta que llegue a la deformación y a la rotura correspondiente. Esta propiedad es de importancia en ingeniería cuando se considera la habilidad del material a soportar un esfuerzo sin deformarse y fracturarse.

El tipo de muestra utilizado para el ensayo de tracción varía considerablemente. Para metales con una sección gruesa en forma de plancha se utiliza comúnmente una muestra cilíndrica de 0,50 pulg. de diámetro. Para metales con secciones más finas en formas de láminas se usan muestras planas, la longitud patrón más comúnmente utilizadas para pruebas de tracción es una longitud de 2 pulg.

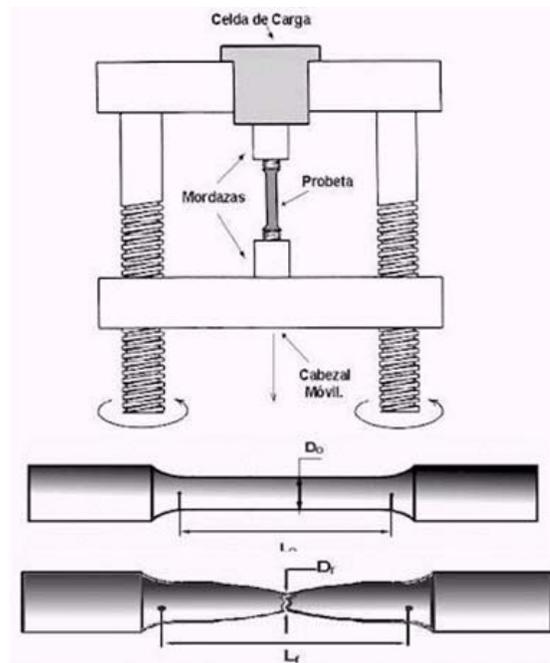


Figura. 2.4 Dibujo esquemático de un ensayo de tracción (Fundamentos de la Ciencia de Materiales). [24]

El tipo de muestra utilizado para el ensayo de tracción varía considerablemente. Para metales con una sección gruesa en forma de plancha se utiliza comúnmente una muestra cilíndrica de 0,50 pulg. de diámetro. Para metales con secciones más finas en formas de láminas se usan muestras planas, la longitud patrón más comúnmente utilizadas para pruebas de tracción es una longitud de 2 pulg.

Para calcular el *esfuerzo* a partir de la *carga*, se utiliza la siguiente ecuación:

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \quad (2.2)$$

De donde:

- σ = Esfuerzo de ingeniería (*MPa*)
- F = Fuerza uniaxial aplicada a la probeta (*N*)
- A_0 = Área original de la sección transversal de la probeta (mm^2)

Para calcular la *deformación* a partir del *alargamiento*, se utiliza la siguiente ecuación:

$$e = \frac{l_f - l_0}{l_0} \quad (2.3)$$

De donde:

- e = Deformación de ingeniería (mm/mm)
- l_f = Longitud final entre las marcas de calibración de la probeta (*mm*)
- l_0 = Longitud inicial entre las marcas de calibración de la probeta (*mm*)

$$\%R.A = \frac{A_o - A_f}{A_o} \quad (2.4)$$

De donde:

- $A_o = \text{Área inicial } (mm^2)$
- $A_f = \text{Área final } (mm^2)$

$$\sigma_r = \sigma_i(1 - e) \quad (2.5)$$

De donde:

- $\sigma_r = \text{esfuerzo real } (MPa)$
- $\sigma_i = \text{Esfuerzo de ingeniería } (MPa)$
- $e = \text{Deformación de ingeniería } (mm/mm)$

$$\varepsilon = \ln(1 + e) \quad (2.6)$$

De donde:

- $e = \text{Deformación de ingeniería } (mm/mm)$
- $\varepsilon = \text{deformación real}$

2.6 Microscopia electrónica de barrido (MEB).

Según Smith (1998), el microscopio electrónico de barrido (MEB) es un instrumento que genera un haz de electrones que es focalizado sobre un punto exacto de la superficie de una muestra patrón. Básicamente, un cañón de electrones produce un haz de electrones en una columna de vacío que es focalizado y dirigido sobre un pequeño punto del blanco. Los electrones con

pequeño ángulo de dispersión interaccionan con los resaltes de la superficie y generan una dispersión de electrones secundarios que producen una señal electrónica que a su vez da una imagen con una profundidad de campo superior en unas 300 veces a las del microscopio tradicional (del orden de 10 μm a 10.000 diámetros de aumentos).

El MEB es particularmente útil en el análisis de materiales para examinar superficies fracturadas de metales. Las fractografías se utilizan para determinar cuándo una superficie fracturada es intergranular, transgranular o mezcla de ambas. [9]

2.7 Ensayo EDX (Energía Dispersiva de Rayos X)

El espectrómetro de fluorescencia de rayos X es un instrumento que determina cuantitativamente los elementos presentes en una determinada muestra. Esto es posible a través de la aplicación de rayos X en la superficie de la muestra y el posterior análisis de los fluorescentes rayos X emitidos. La técnica de fluorescencia de rayos X es no destructiva para todos los tipos de muestras, incluyendo sólidos, líquidos, polvos, discos y otros. De esta forma, la técnica de fluorescencia de rayos X es utilizado en la investigación y control de calidad en una amplia área de actuación, la cual incluye universidades, instituciones de investigación, industrias petroquímicas, industrias farmacéuticas, metalúrgicas y otras. [25]

CAPÍTULO 3

Marco Metodológico

3.1 Nivel de la investigación.

Según los objetivos y finalidad de este trabajo, se considera de tipo explorativo y experimental. Debido a que no se cuenta con información detallada acerca de este estudio, los resultados a obtener brindaran una visión más amplia del comportamiento del material ensayado y a su vez se puede considerar de tipo descriptivo ya que se va a caracterizar el material para conocer las propiedades del acero.

3.2 Caracterización del material.

El material en estudio es un acero inoxidable austeno-ferrítico SAF 2304 el cual fue suministrado por la empresa “Trabajos e Instalaciones Mecánicas, C.A.” (TRIMECA), ubicada en la zona industrial Municipal Norte de Valencia, Edo. Carabobo, efectuándose un análisis químico por el método de Espectrometría Absorción Atómica en la Universidad de Carabobo en el laboratorio Tecnológico del Ambiente, con el propósito de obtener el porcentaje en peso de los elementos que componen este acero.

3.3 Descripción de la metodología a seguir.

En el siguiente diagrama se muestra la metodología a seguir para la realización de la siguiente investigación:

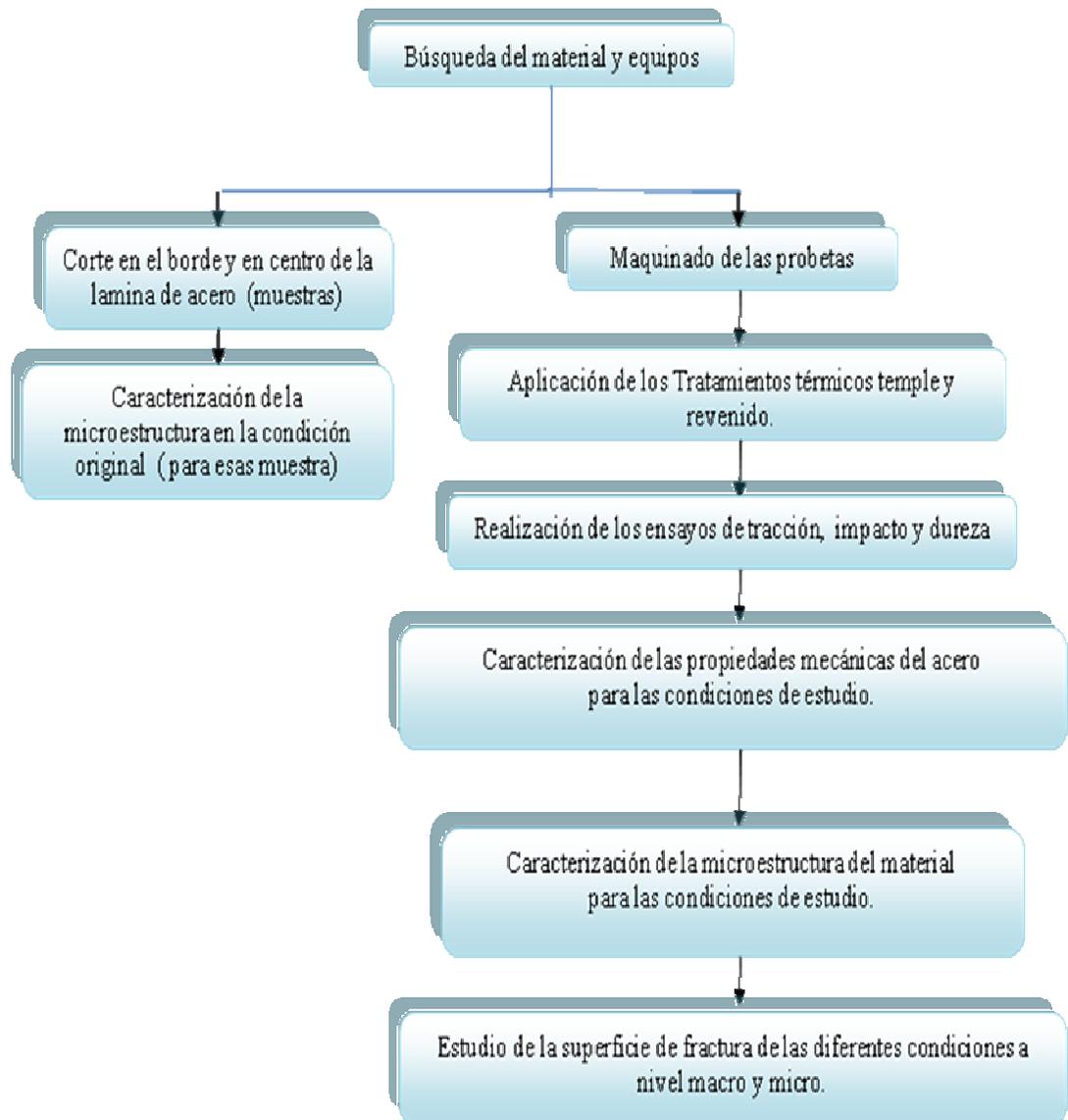


Figura 3.1. Diagrama de actividades.

3.4 Condición original del material.

El material fue suministrado por la empresa “Trabajos e Instalaciones Mecánicas, C.A.” (TRIMECA), ubicada en la zona industrial Municipal Norte de Valencia, Edo. Carabobo. Las condiciones originales se desconocen ya que a este material se le habían realizado cortes anteriormente. Las dimensiones aproximadas de la lámina son de 20x40 cm y de espesor 10 mm.

3.5 Mecanizado de las Probetas.

El mecanizado de las probetas fue realizado en la empresa GUADAGNINI C.A. ubicada en Turmero Estado Aragua, mediante el corte por chorro de agua según las normas ASTM A-370 para el ensayo de Tracción y ASTM E-23 para el ensayo de Impacto Charpy, para garantizar en todas las probetas la forma correcta así como la exactitud del entalle. Las probetas fueron realizadas en un sub-size de las normas, tanto las de tracción como las de Charpy, debido a la cantidad del material y se hicieron bajo las dimensiones especificadas en los siguientes gráficos.

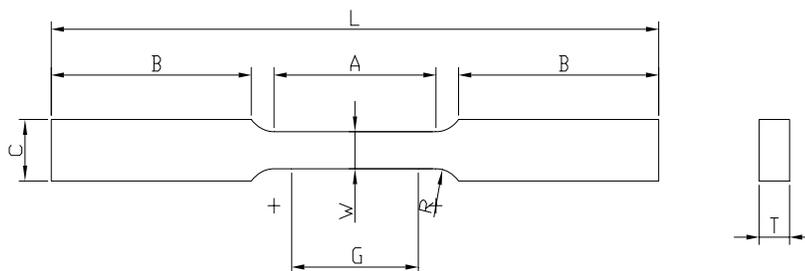


Figura 3.2 Dimensiones de probetas planas de tracción según norma ASTM A-370.

Tabla 3.1 Dimensiones de probetas planas de tracción según normal ASTM A-370.

$G = 25,0 \pm 0,08 \text{ mm}$	$A = 32,0 \text{ mm}$
$W = 6,25 \pm 0,05 \text{ mm}$	$B = 32,0 \text{ mm}$
$R = 6,0 \text{ mm}$	$C = 10,0 \text{ mm}$
$L = 100,0 \text{ mm}$	$T = \text{Espesor del material (10 mm)}$

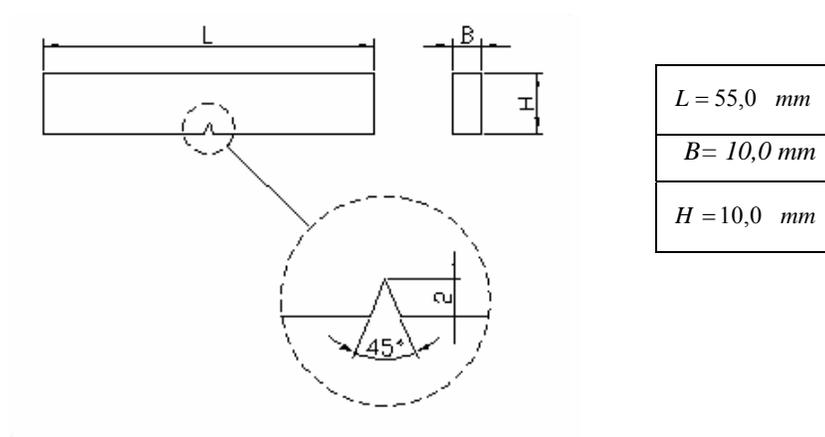


Figura 3.3 Dimensiones de probetas para ensayo Charpy en “V” según normal ASTM E-23



Figura 3.4 probetas de Tracción y Charpy utilizadas.

3.6 Tratamiento térmico.

Las muestras se someterán a tratamiento térmico de temple y revenido:

3.6.1 Tratamiento térmico de temple: En esta etapa el acero dúplex SAF 2304 se calienta a temperatura de 950 °C y 1050 °C, esta temperatura se asigno en función del diagrama de fase de hierro-niquel (Fe-Ni) (figura 3.5) y del diagrama de fase hierro-cromo (Fe-Cr) (figura 3.6). El medio de enfriamiento a emplear es agua a temperatura ambiente (27 °C).

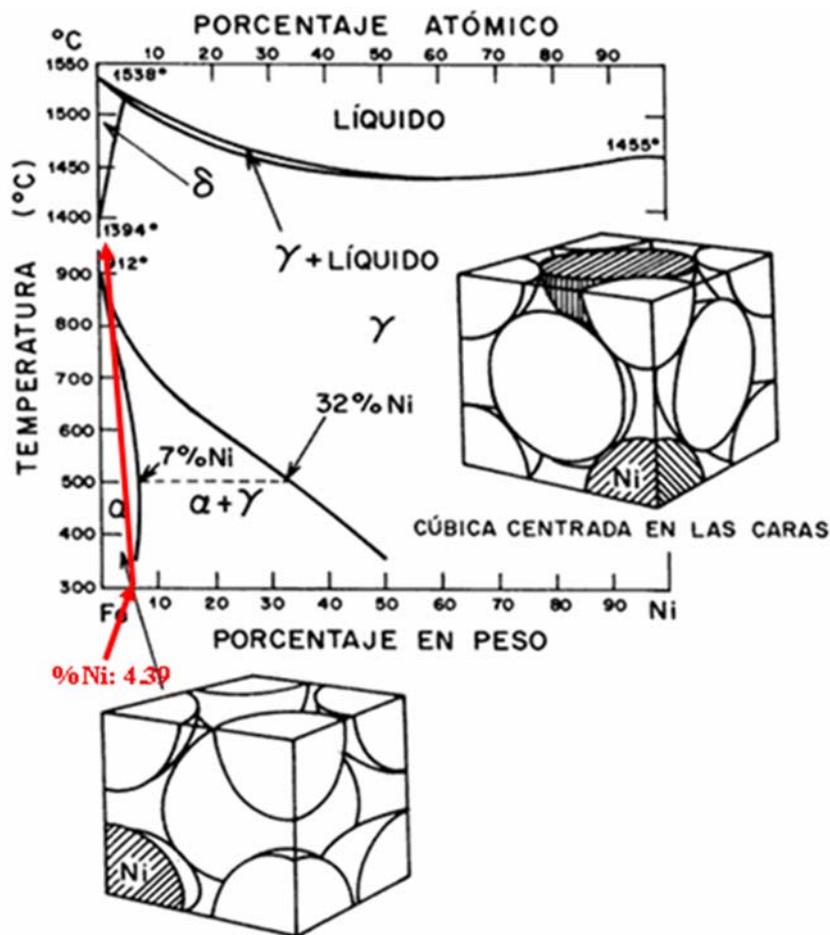


Figura 3.5 Diagrama de fase hierro-niquel (Fe-Ni) [26]

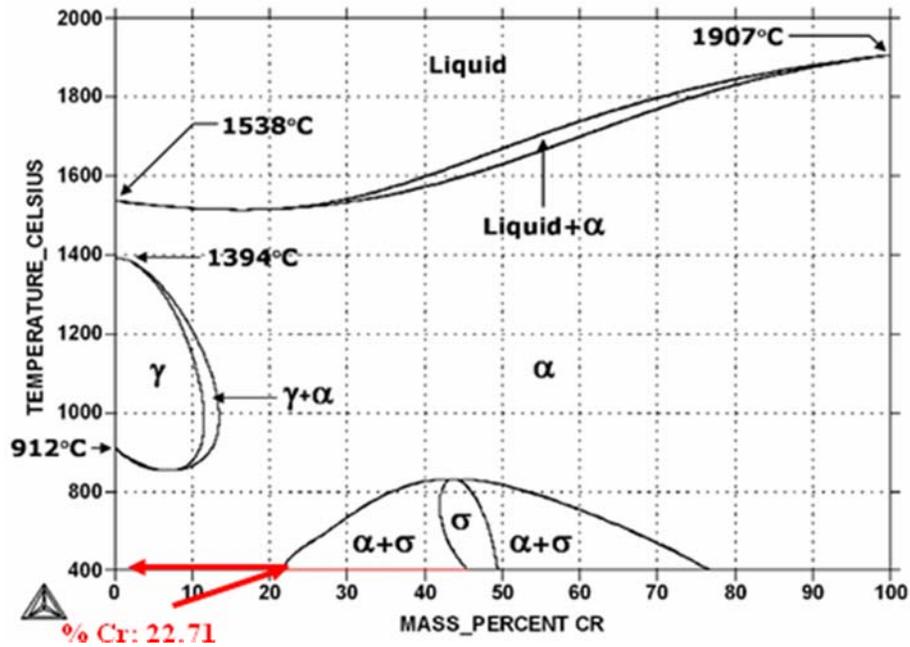


Figura 3.6 Diagrama de fase hierro-cromo (Fe-Cr). [26]

3.6.2 Tratamiento térmico de revenido: Luego de aplicar el temple al material se procede a realizar el tratamiento térmico de revenido. El cual se efectúa calentando nuevamente el material a una temperatura de 400°C, esta temperatura se asigna en función al diagrama de fase hierro-niquel (Fe-Ni) (figura 5) y del diagrama de fase hierro-cromo (Fe-Cr) (figura 6), variando el tiempo de permanencia en el horno para cada condición entre 10, 12 y 15 min.

A continuación se muestran los diagramas del tratamiento térmico:

- A= Condición original.
- B= tratamiento de temple a 950 °C y 1050 por 10, 12 y 15 min.
- C= Temple en agua a 27°C.
- D= Tratamiento de revenido a 400 °C.

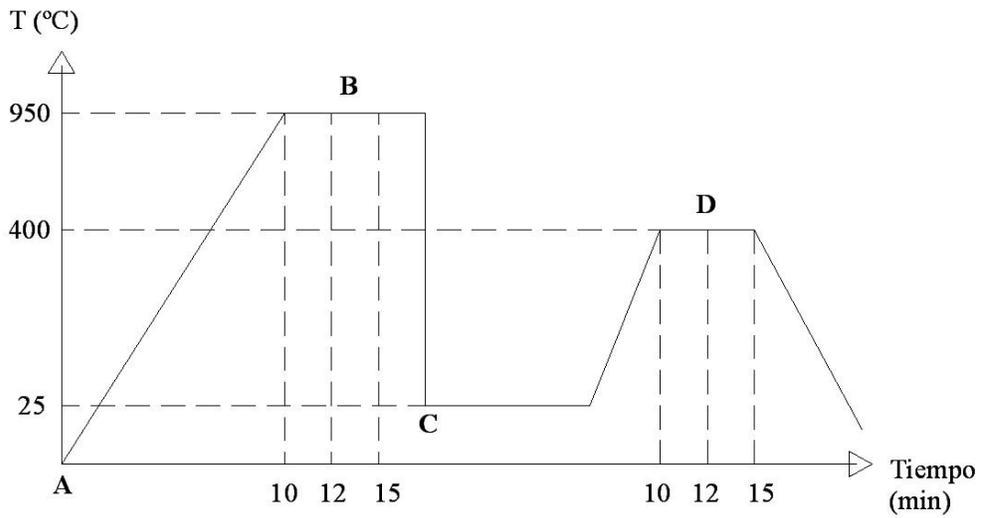


Figura 3.7 Secuencia de aplicación de tratamientos térmicos al acero (temple a 950°C +revenido a 400°C)

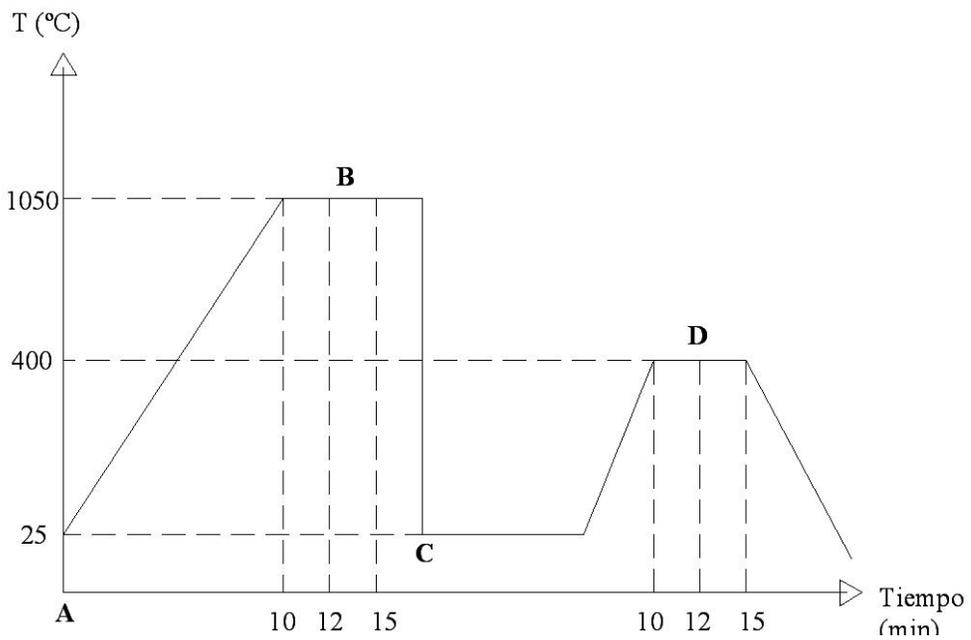


Figura 3.8 Secuencia de aplicación de tratamientos térmicos al acero (temple a 1050°C +revenido a 400°C)

El equipo utilizado para llevar a cabo los tratamientos térmicos se muestra en la figura 7, el cual se encuentra en el laboratorio de materiales de la Facultad de ingeniería de la Universidad de Carabobo, las características y especificaciones del horno se muestran a continuación: Horno thermolym modelo F4800, máxima temperatura: 1093°C (continuo) y 1200°C (internamente)



Figura 3.9 Horno F4800.

3.7 Ensayos:

En esta etapa se realiza ensayos de tracción, impacto, dureza, metalografía y análisis por microscopia electrónica de barrido para condiciones de estudio. En la tabla siguiente se detalla el número de ensayos a efectuar para cada una de las condiciones:

Tabla 3.2 Numero de ensayos para cada condición a estudiar.

Ensayo	CONDICION			
	Original	Revenido		
		10 min	12 min	15 min
Tracción	3	3	3	3
Impacto	5	5	5	5
Dureza	Identaciones	Identaciones	Identaciones	Identaciones

3.7.1 Ensayo de Tracción:

En este ensayo se somete la probeta a tracción, este consiste en producir cargas normales sobre la sección transversal de la misma, a fin de producir un alargamiento y fractura final en un intervalo de tiempo relativamente corto a una velocidad constante. Una vez alcanzada la ruptura se obtiene la curva de carga en función del alargamiento suministrado por la máquina de ensayo, estos datos son necesarios para construir la gráfica *esfuerzo vs. Deformación* de donde se obtienen las propiedades mecánicas para cada condición de tratamiento térmico como: esfuerzo de fluencia, esfuerzo máximo, esfuerzo de ruptura, porcentaje de reducción de área, y el tipo de fractura para cada condición de ensayo. Para este estudio se utilizan 15 probetas dimensionadas según la norma ASTM A-370

El equipo utilizado es la maquina GALBALDINNI del laboratorio de materiales de la facultad de ingeniería en la Universidad de Carabobo la cual posee las siguientes características:

Marca: GALBADINNI SpA modelo 2195C carga máxima de 200000N



Figura 3.10 Maquina GALBADINNI

3.7.2 Ensayo de resistencia al impacto:

El ensayo se lleva a cabo en una máquina marca FRANK con un rango de 0 a 15 Kpm, ubicada en la facultad de Ingeniería de la Universidad de Carabobo en el laboratorio de la escuela de civil, Para este ensayo se utilizan probetas tipo Charpy con entalle en V según la norma ASTM E-23, como se observa en la figura 3.3, teniendo presente una serie de pasos estandarizados para el correcto manejo del mismo, dentro de los cuales se tiene la calibración de la zona de impacto, de manera que la probeta reciba el golpe justo en la parte opuesta al entalle. Mediante el ensayo Charpy se logra determinar cuanta energía absorbida por impacto disipa una probeta al ser golpeada por un pesado péndulo en caída libre.



Figura 3.11 Máquina de impacto FRANK.

3.7.3 Metalografía:

- **Toma de la muestra:** para cada una de las condiciones de trabajo se selecciona una probeta de tracción, a la cual se le debe cortar dos muestras

en la sección calibrada de aproximadamente 1 cm; una contendrá la superficie de fractura para analizar en el microscopio electrónico de barrido (MEB) y la otra se prepara de manera tal que pueda ser observada en el microscopio óptico. Para realizar estos cortes se utiliza una cortadora metalografía de probetas del laboratorio de materiales de la facultad de ingeniería en la universidad de Carabobo la cual posee las siguientes características: Marca: BUEHLER Modelo: Samplimet.



Figura 3.12 Cortadora metalografía BUEHLER

- **Desbaste:** El proceso de desbaste es ir pasando papel de lija de la más gruesa a la más fina (180, 240, 340, 400, 600,1200), de esta manera obtener una superficie completamente plana y lisa. La operación de desbaste debe ser perpendicular (90°) a la dirección de las rayas dejadas en el último desbaste.

- **Pulido:** Esta operación se realiza utilizando una pulidora metalográfica marca BUEHLER del laboratorio de materiales de la facultad de ingeniería en la universidad de Carabobo, que consta de dos platos rotatorios (pulido grueso y pulido fino) de dos velocidades cada uno con un sistema de agua y drenaje, el objetivo es eliminar las rayas, manchas y toda traza de metal deformado en las operaciones anteriores para obtener un acabado tipo espejo. se utiliza un líquido abrasivo (alúmina al 0,1% μ y al 0,05% μ de concentración) para la obtención de un mejor acabado.



Figura 3.13 Pulidora metalografía BUEHLER

- **Ataque:** El ataque a realizar será de tipo químico con una solución de 0,5 gr de bisulfito de sodio ($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$), 50 ml agua destilada y 7,5 ml de ácido clorhídrico (HCL). Después de atacar con el químico se debe rociar etanol en la zona e inmediatamente llevar al secador. el objetivo

del ataque que se realiza a la superficie pulida es desarrollar la estructura micrográfica y hacerla visible al microscopio metalográfico.



Figura 3.14 Campana de ataque.

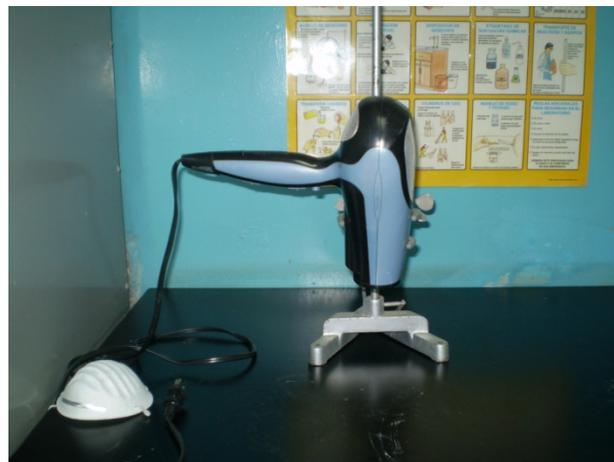


Figura 3.15 Secador.

3.7.4 Microscopía Óptica y Electrónica de Barrido:

La observación se realiza con un microscopio óptico marca UNION modelo MC 86267 con capacidad de 50-1000X del laboratorio de materiales de la facultad de ingeniería en la universidad de Carabobo. Inicialmente las probetas preparadas metalográficamente serán observadas bajo un microscopio óptico con la finalidad de ver las fases presentes en la microestructura del material.

También se realizó una microscopía electrónica de barrido (MEB). El objetivo primordial del MEB es el observar la estructura tridimensional de la muestra, utilizando los electrones secundarios producidos por la misma, debido a la irradiación de un haz de electrones de alta energía. Estos electrones secundarios son recibidos por detectores adecuados (centelleo), los cuales cambian a señales eléctricas, estas señales eléctricas se amplían o se modifican a través del circuito electrónico para detectores y se inyectan al tubo de rayos catódicos, controlando también el contraste de la imagen.



Figura 3.16 Microscopio óptico UNI

3.7.5 Ensayo de dureza y microdureza.

- **Dureza:** Este ensayo se realiza en el durómetro marca ROCKWELL (Macromet) con capacidad de HRA HRB HRC, del laboratorio de materiales de la facultad de ingeniería en la universidad de Carabobo. El ensayo consiste en disponer el material con una superficie plana en la base de la máquina. Se le aplica una precarga menor de 10 kg, básicamente para eliminar la deformación elástica y obtener un resultado mucho más preciso. Luego se le aplica durante unos 15 segundos un esfuerzo que varía desde 60 a 150 kg a compresión,



Figura 3.17 Durómetro marca ROCKWELL (Macromet)

- **Ensayo de Microdureza:** Este ensayo se realiza en el microdurómetro VICKERS digital modelo indentamet 1100, del laboratorio de materiales de la facultad de ingeniería en la universidad de Carabobo. El método a emplear es el Vickers, consiste en colocar una probeta preparada sobre la base del microdurómetro, se penetra la superficie del material con un indentador punta de diamante a través de la aplicación de una carga que

puede variar según la dureza del material, luego se mide la diagonal vertical de la misma por medio de un ocular micrométrico con índices móviles que posee el microdurómetro..



Figura 3.18 Microdurómetro VICKERS digital.

CAPÍTULO 4

Resultados y Análisis

En este capítulo se presentan los resultados y análisis obtenidos una vez que las muestras de acero Dúplex SAF- 2304 fueran sometidas al tratamiento térmico de revenido y luego ensayadas bajo las condiciones y temperaturas establecidas.

4.1 Composición química del material.

Se realizó un análisis de ensayo por Chispa al acero donde se obtuvo de igual manera el porcentaje de los principales elementos que componen el acero. Este ensayo se llevo a cabo en la Fundición IMES C.A en la ciudad de Maracay Estado Aragua. A continuación se muestra una tabla comparativa de la composición química del material de los diferentes análisis realizados y los valores recomendados en la norma ASTM A-959 y por el observatorio tecnológico de soldadura (OBTESOL).

Tabla 4.1 Comparación de la composición química del acero Dúplex SAF-2304.

Elementos Origen del estudio.	C (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Si (%)	Cr (%)	Ni (%)
<i>Norma</i> <i>ASTM A-959</i>	0,03	2,50	0,04	0,03	1,00	21,5-24,5	3,0-5,5
<i>OBTESOL</i>	0,03	2,50	0,04	0,04	1,00	21,5-24,5	3,0-5,5
<i>Fundición</i> <i>IMES</i>	0,02	1,17	0,03	0,01	0,43	22,05	4,16

En la tabla 4.1 se observa que los principales elementos aleantes (Cr, Ni) que componen al acero SAF-2304 que se obtuvieron por medio de la Fundición IMES revelaron que el acero se encuentra dentro del rango recomendado por la norma ASTM A-959 y por el observatorio tecnología de soldadura (OBTESOL).

4.2 Microestructura del material en su condición original.

Se seleccionaron muestras de la lamina acero dúplex SAF-2304 (figura 4.1c) en su condición original las cuales fueron preparadas metalográficamente, lo cual permitió revelar a nivel microscópico la microestructura de los granos de austenita distribuida por una matriz ferrítica presente en el material, observándose en las muestras tomadas del borde de la lamina (figura 4.1a) la presencia de porosidades, granos heterogéneos y dispersos como consecuencia de imperfecciones de fabricación o soldaduras y cortes que haya sido expuesto el material anteriormente; mientras que las muestras tomadas del centro de la lamina (figura 4.1b) la microestructura es mas uniformes y no presenta porosidades ni imperfecciones, debido a estos resultados se escogió el centro de la lamina para el mecanizado de las probetas que serán ensayadas y tratadas térmicamente.

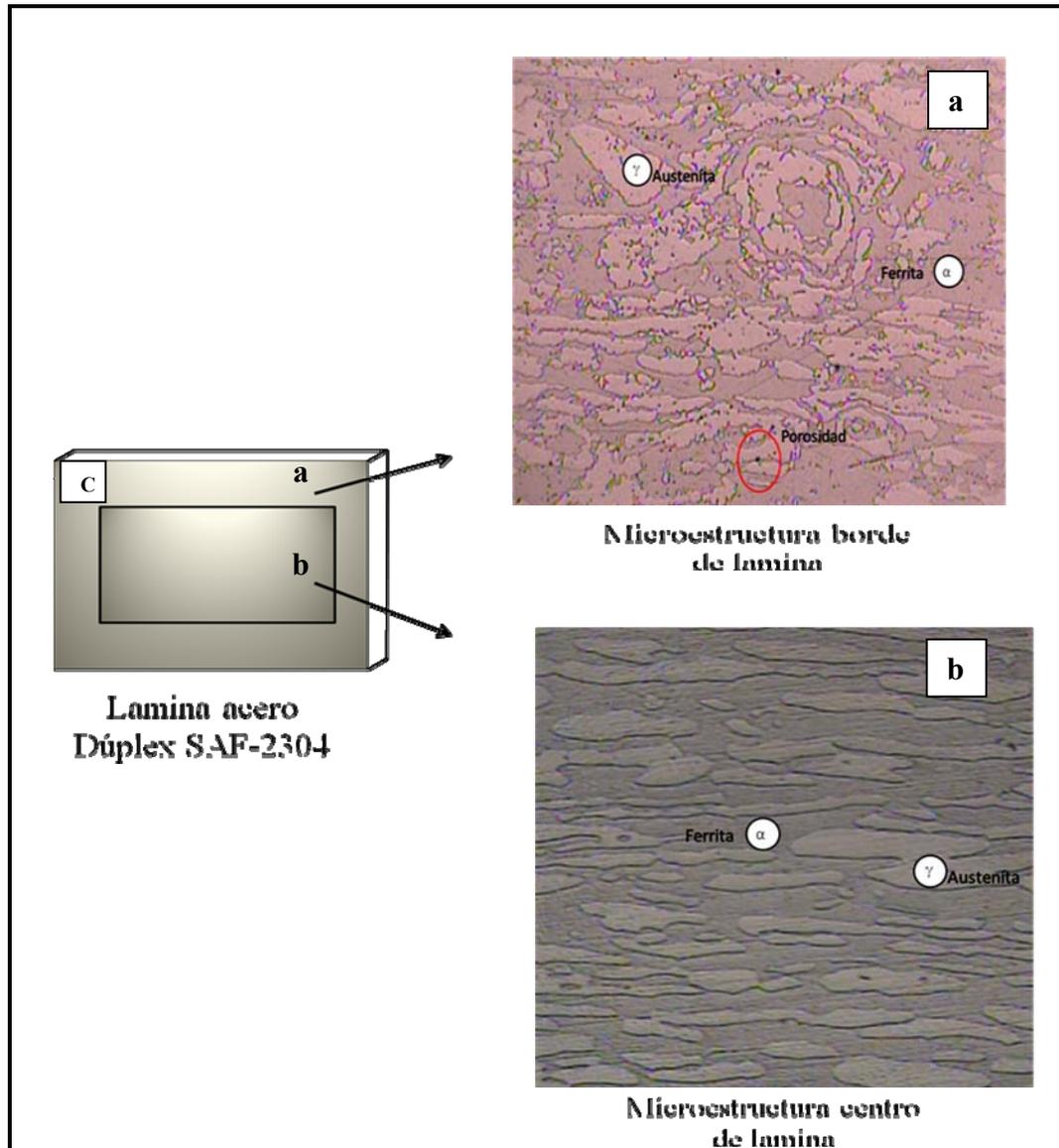


Figura 4.1 a) Microestructura en el borde de lámina. b) Microestructura en el centro de lámina, c) Lámina acero dúplex SAF-2304 condición original.

4.3 Ensayo de tracción.

Para determinar las propiedades mecánicas al acero inoxidable dúplex SAF- 2304 se realizaron tres ensayos por cada condición, con probetas tipo

subsize specimen según la norma ASTM A-370, en la tabla 4.2 se especifican las condiciones de trabajo a las cuales fue sometido el material previamente. Las propiedades mecánicas que se determinaron mediante el ensayo de tracción son esfuerzo de fluencia, esfuerzo máximo y la deformación ingenieril.

Tabla 4.2 Condiciones de trabajo del acero inoxidable dúplex SAF-2304.

N°	Condición	Tiempo (min)
1	Original	-
2	Temple 950°C + Revenido 400°C	10
3	Temple 950°C + Revenido 400°C	12
4	Temple 950°C + Revenido 400°C	15
5	Temple 1050°C + Revenido 400°C	10
6	Temple 1050°C + Revenido 400°C	12
7	Temple 1050°C + Revenido 400°C	15

A continuación se muestran las gráficas esfuerzo-deformación para las diferentes condiciones de ensayo desde la figura 4.2 a la 4.9.

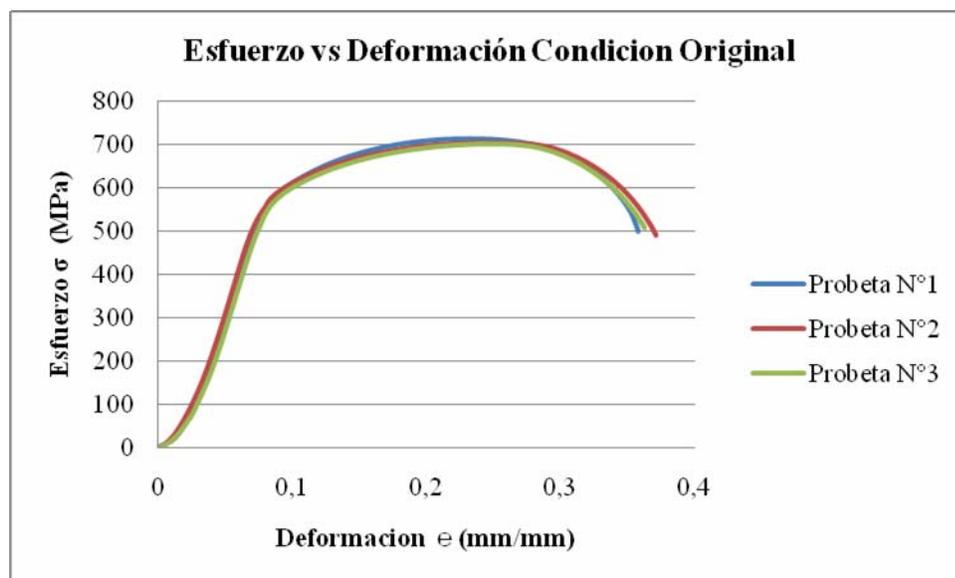


Figura 4.2 Gráfica Esfuerzo vs. Deformación de la condición original.

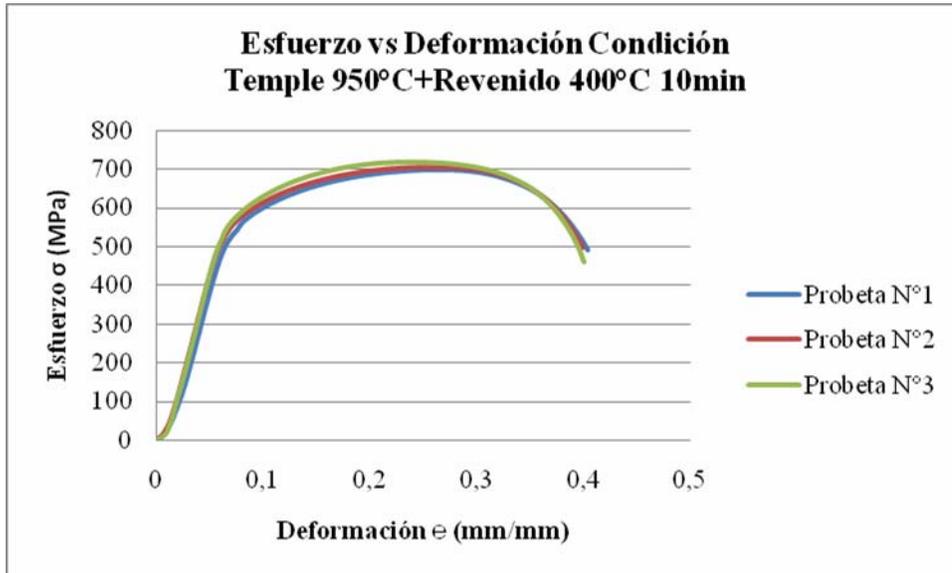


Figura 4.3 Gráfica Esfuerzo vs. Deformación Condición temple 950°C + revenido 400°C por 10 minutos.

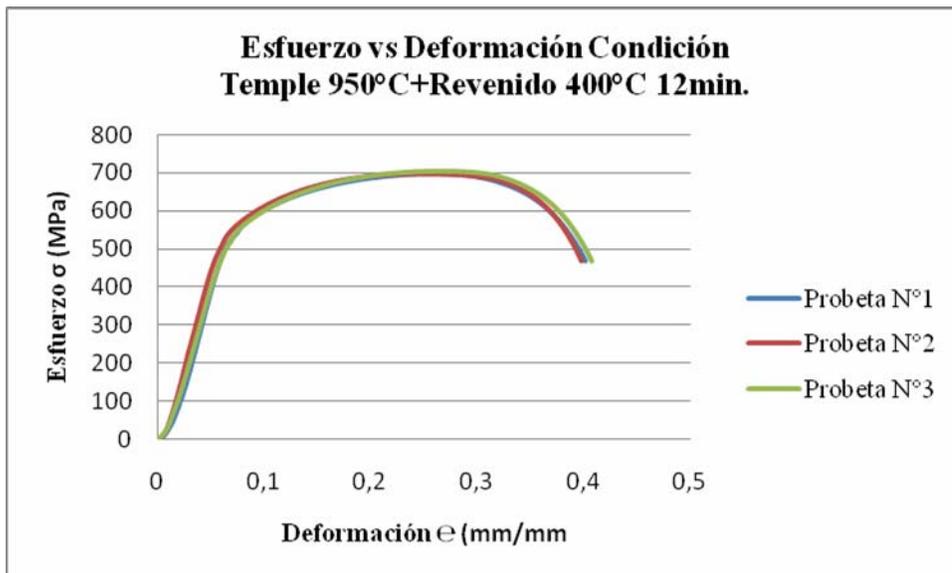


Figura 4.4 Gráfica Esfuerzo vs. Deformación Condición temple 950°C + revenido 400°C por 12 minutos.

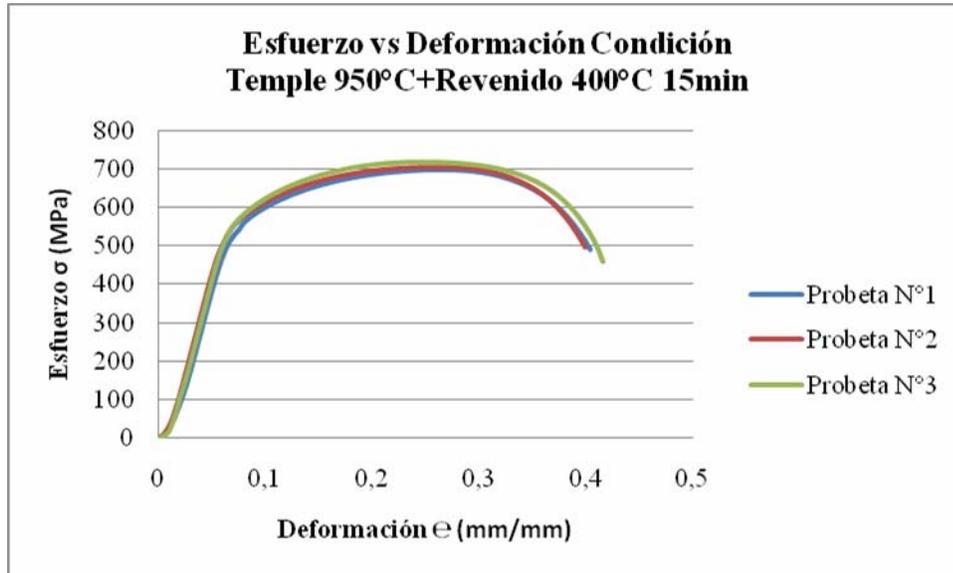


Figura 4.5 Gráfica Esfuerzo vs. Deformación Condición temple 950°C + revenido 400°C por 15 minutos.

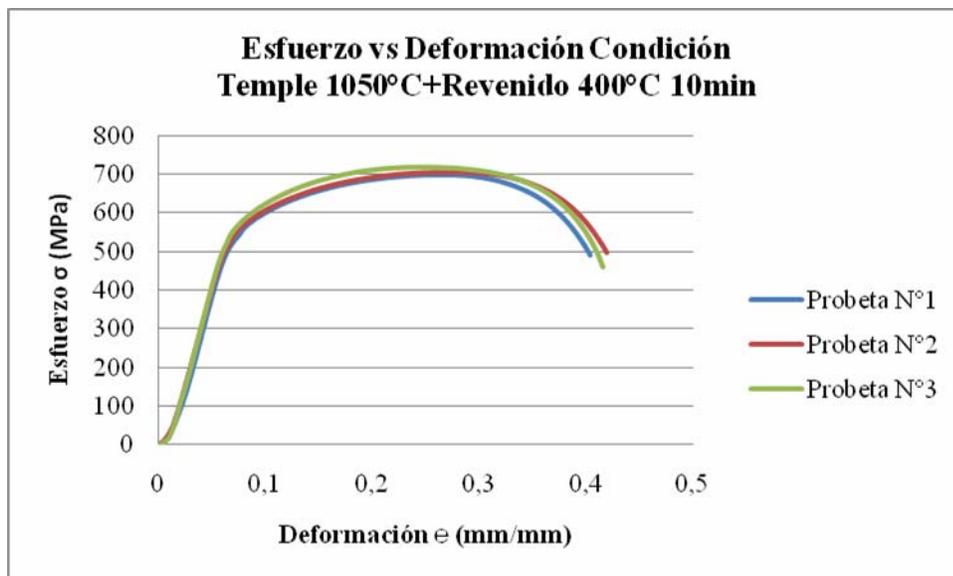


Figura 4.6 Gráfica Esfuerzo vs. Deformación Condición temple 1050°C + revenido 400°C por 10 minutos.

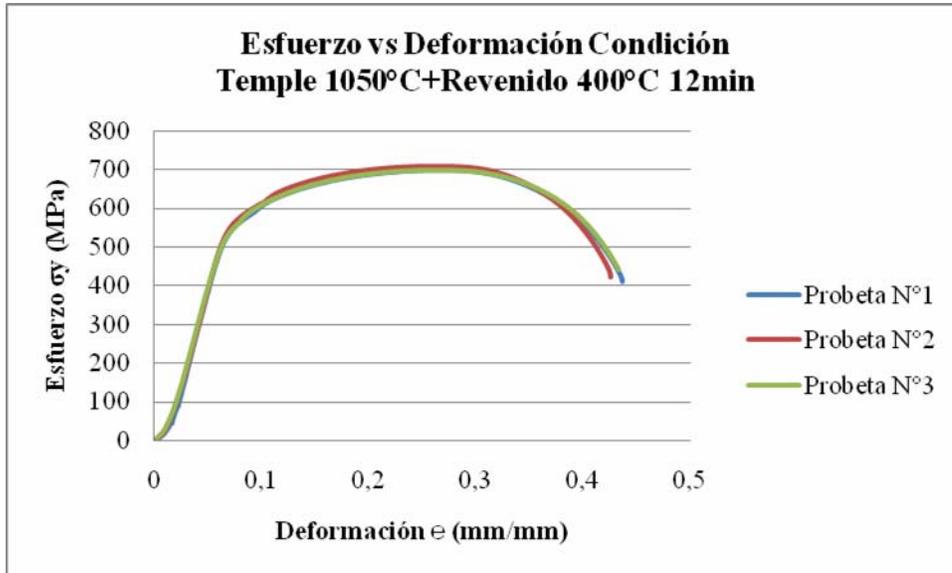


Figura 4.7 Gráfica Esfuerzo vs. Deformación Condición temple 1050°C + revenido 400°C por 12 minutos.

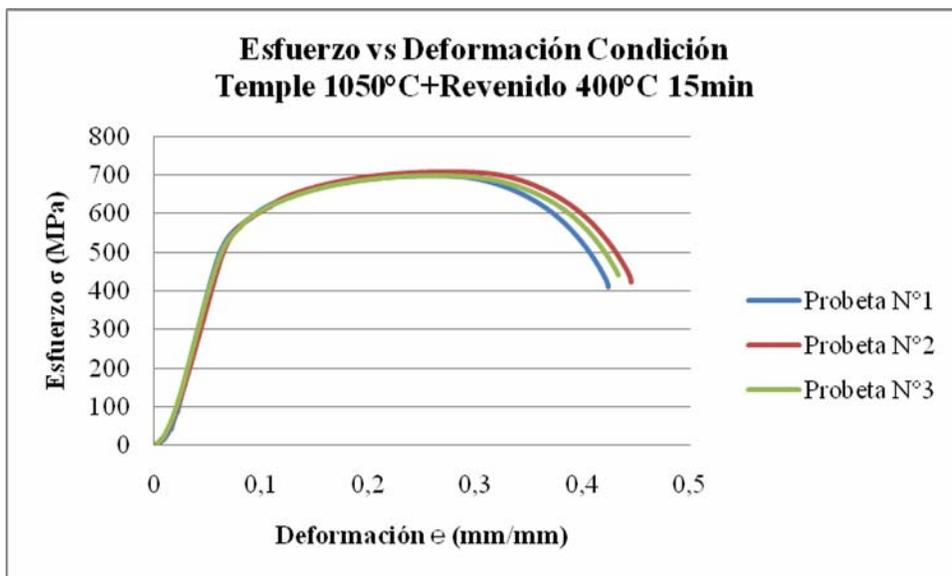


Figura 4.8 Gráfica Esfuerzo vs. Deformación Condición temple 1050°C + revenido 400°C por 15 minutos

En las figura 4.2 hasta 4.8 se puede observar que las curvas esfuerzo vs deformación presentan un comportamiento similar o casi solapadas para cada una de las condiciones de estudio pero con un notable aumento de la deformación plástica respecto a la condición original, al igual la poca variación que existen entre los tiempos empleados para el tratamiento térmico.

A continuación se reportan los valores de esfuerzo de fluencia (este valor se determinó por el método de la deformación permanente especificada “offset” utilizando funciones matemáticas) esfuerzo máximo y deformación ingenieril obtenidos del ensayo de tracción en las tablas 4.3 hasta la tabla 4.9. también se muestra la longitud final de la probeta luego del ensayo, la longitud inicial (L_0) de la probeta es de 25 mm para todas las condiciones.

Tabla 4.3 Propiedades mecánicas del acero inoxidable dúplex SAF-2304 en condición original.

N° Probetas	Esfuerzo de Fluencia σ_{ys} (MPa)	Esfuerzo Máximo $\sigma_{m\acute{a}x}$ (MPa)	Deformación Ingenieril %	Long.final Probeta Lf (mm)
1	496,52	702,8	30,53	32,63
2	497,20	704,62	38,55	34,64
3	507,18	709,77	40,39	35,10
Promedio	500,3	705,73	36,49	34,12
DESV. EST.	5,97%	3,62%	5,24%	1,31%

Tabla 4.4 Propiedades mecánicas del acero inoxidable dúplex SAF-2304 condición temple 950°C+revenido 400°C a 10 minutos.

N° Probetas	Esfuerzo de Fluencia σ_{ys} (MPa)	Esfuerzo Máximo $\sigma_{m\acute{a}x}$ (MPa)	Deformación Ingenieril %	Long.final Probeta Lf (mm)
1	499,57	698,01	39,98	35,00
2	505,79	704,97	40,09	35,02
3	511,02	717,12	40,77	35,19
Promedio	505,46	706,7	40,25	35,07
DESV. EST.	5,73%	9,67%	0,43%	0,10%

Tabla 4.5 Propiedades mecánicas del acero inoxidable dúplex SAF-2304 condición temple 950°C+revenido 400°C a 12 minutos.

Nº Probetas	Esfuerzo de Fluencia σ_{ys} (MPa)	Esfuerzo Máximo $\sigma_{m\acute{a}x}$ (MPa)	Deformación Ingenieril %	Long.final Probeta Lf (mm)
1	491,36	701,72	40,38	35,10
2	498,70	704,34	40,55	35,14
3	489,57	699,55	40,12	35,03
Promedio	493,21	701,87	40,35	35,09
DESV. EST.	4,84%	2,40%	0,22%	0,06%

Tabla 4.6 Propiedades mecánicas del acero inoxidable dúplex SAF-2304 condición temple 950°C+revenido 400°C a 15 minutos.

Nº Probetas	Esfuerzo de Fluencia σ_{ys} (MPa)	Esfuerzo Máximo $\sigma_{m\acute{a}x}$ (MPa)	Deformación Ingenieril %	Long.final Probeta Lf (mm)
1	485,14	698,01	40,85	35,21
2	494,29	699,10	40,98	35,25
3	497,67	705,65	41,09	35,27
Promedio	492,36	700,92	40,97	35,24
DESV. EST.	6,48%	4,13%	0,12%	0,03%

Tabla 4.7 Propiedades mecánicas del acero inoxidable dúplex SAF-2304 condición temple 1050°C+revenido 400°C a 10 minutos.

Nº Probetas	Esfuerzo de Fluencia σ_{ys} (MPa)	Esfuerzo Máximo $\sigma_{m\acute{a}x}$ (MPa)	Deformación Ingenieril %	Long.final Probeta Lf (mm)
1	517,16	709,03	41,75	35,44
2	517,42	711,47	42,66	35,67
3	517,64	711,78	42,96	35,74
Promedio	517,26	710,76	42,46	35,61
DESV. EST.	0,24%	1,51%	0,63%	0,16%

Tabla 4.8 Propiedades mecánicas del acero inoxidable dúplex SAF-2304 condición temple 1050°C+revenido 400°C a 12 minutos.

Nº Probetas	Esfuerzo de Fluencia σ_{ys} (MPa)	Esfuerzo Máximo $\sigma_{m\acute{a}x}$ (MPa)	Deformación Ingenieril %	Long.final Probeta Lf (mm)
1	504,96	705,85	42,36	35,59
2	513,16	706,28	43,81	35,95

3	507,29	709,35	42,38	35,60
Promedio	508,47	707,76	42,85	35,71
DESV. EST.	4,23%	1,91%	0,83%	0,21%

Tabla 4.9 Propiedades mecánicas del acero inoxidable dúplex SAF-2304 condición temple 1050°C+revenido 400°C a 15 minutos.

Nº Probetas	Esfuerzo de Fluencia σ_{ys} (MPa)	Esfuerzo Máximo $\sigma_{m\acute{a}x}$ (MPa)	Deformación Ingenieril %	Long.final Probeta Lf (mm)
1	500,46	703,72	41,90	35,48
2	517,98	711,89	44,46	36,12
3	505,79	704,64	43,66	35,92
Promedio	507,93	706,75	43,34	35,84
DESV. EST.	8,98%	4,48%	1,31%	0,33%

A continuación se resumen en la tabla 4.10 los valores promedio de las propiedades mecánicas anteriormente expuestas para cada una de las condiciones.

Tabla 4.10 Propiedades mecánicas promedio del acero inoxidable dúplex SAF-2304 para cada una de las condiciones de estudio.

Condición	Esfuerzo de Fluencia σ_{ys} (MPa)	Esfuerzo Máximo $\sigma_{m\acute{a}x}$ (MPa)	Deformación Ingenieril %
Original	500,30	705,73	36,49
Temple 950°C + Revenido 400°C por 10min.	505,46	706,70	40,25
Temple 950°C + Revenido 400°C por 12min.	493,21	701,87	40,35
Temple 950°C + Revenido 400°C por 15min.	492,36	700,92	40,97
Temple 1050°C+ Revenido 400°C por 10min.	517,26	710,76	42,46
Temple 1050°C+ Revenido 400°C por 12min.	508,47	707,76	42,85
Temple 1050°C+ Revenido 400°C por 15min.	507,93	706,75	43,34
Promedio	503,57	705,78	40,96
Desviación Estándar	8,92%	3,4%	2,32%

En las siguientes figuras 4.9, 4.10 y 4.11 se presentan las graficas comparativas de cada propiedad mecánica en función del tiempo para las condiciones de estudio.

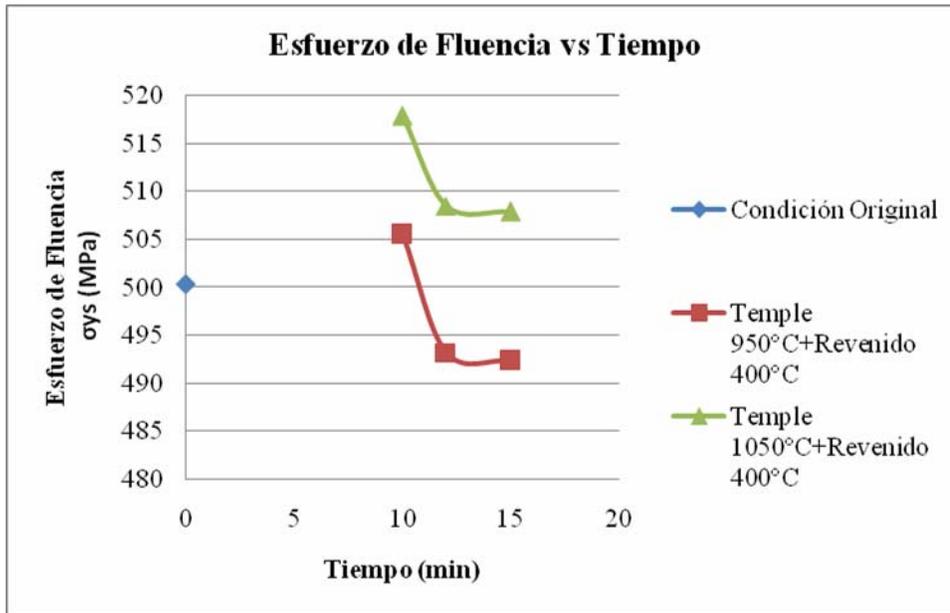


Figura 4.9 Gráfica esfuerzo de fluencia en función del tiempo.

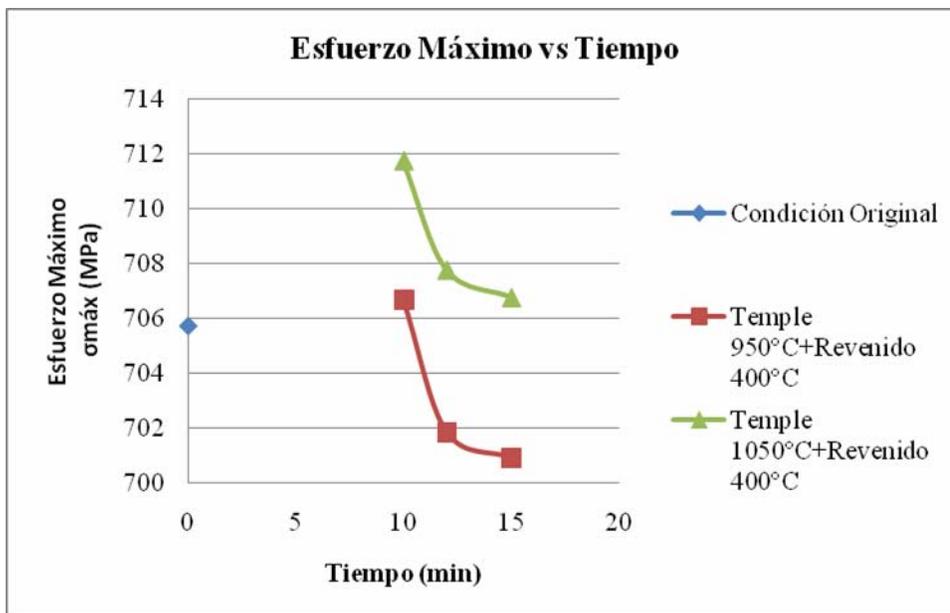


Figura 4.10 Gráfica esfuerzo máximo en función del tiempo.

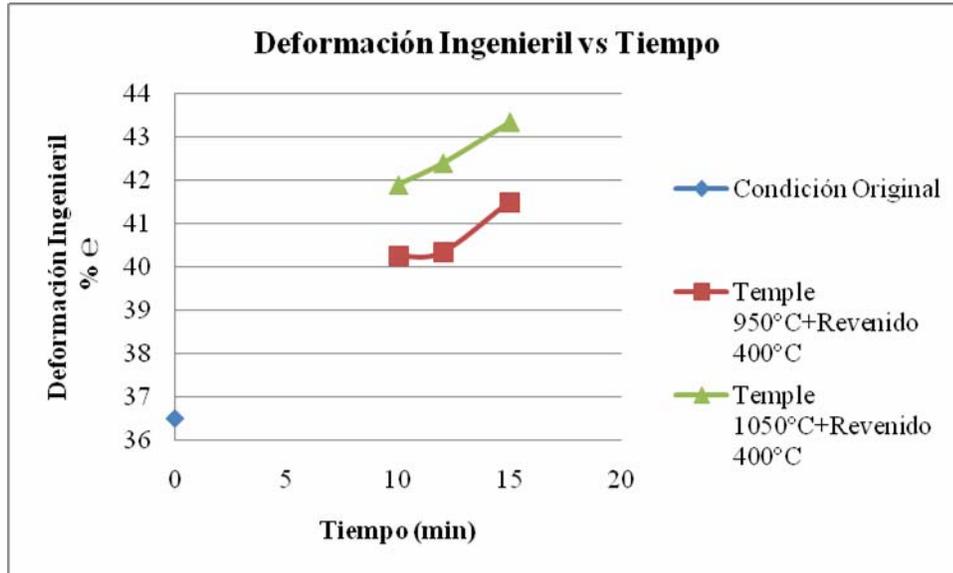


Figura 4.11 Gráfica deformación ingenieril en función del tiempo.

Al relacionar el esfuerzo de fluencia con el tiempo en la figura 4.9 se percibe que el esfuerzo de fluencia en la condición original es de 500,3 MPa, este aumenta en 1,03% en la condición Temple 950°C+Revenido 400°C a 10 minutos, luego para esta misma condición a medida que aumenta el tiempo de 10, 12 a 15 minutos su tendencia es a disminuir hasta un 1,6% con respecto a la condición original. En la condición Temple 1050°C+Revenido 400°C a 10 minutos se alcanzan los valores máximos del esfuerzo de fluencia, siendo este de 517,26 MPa lo que representa un aumento del 3,5% con respecto a la condición original, de igual manera para esta condición se observa que a medida que aumenta el tiempo de 10,12 a 15 minutos disminuye el esfuerzo de fluencia pero superando en un 1,5% a la condición original. Los valores que se obtuvieron del esfuerzo de fluencia para todas las condiciones de estudio muestran una variación de 8,9%.

Un comportamiento similar ocurre cuando analizamos la relación esfuerzo máximo en función del tiempo en la figura 4.10, donde al igual se presenta una variación del esfuerzo máximo entre las condiciones de estudio pero con una diferencia de 3,6%. Para la condición original se obtuvo un valor de 705,73 MPa, alcanzándose un pequeño incremento del 0,85% en la condición Temple 1050°C+Revenido 400°C a 10 minutos.

En el caso de la deformación ingenieril en función del tiempo se observa en la figura 4.11 como aumento de un valor de 36,49% en la condición original a 43,34% con el tratamiento térmico, lo que se traduce en un ablandamiento del material que incrementa la capacidad de deformación plástica por efecto del tratamiento, aumentando así las posibilidades de deformación plástica.

Al realizar un análisis a los resultados de las propiedades mecánicas determinadas por el ensayo de tracción se logra observar que existe un aumento tanto en los valores del esfuerzo de fluencia, esfuerzo máximo y de la deformación ingenieril como consecuencia del tratamiento térmico, a medida que la temperatura del temple en el revenido aumenta de 950°C a 1050°C se incrementan los valores de los esfuerzos, pero a medida que se varían los tiempos del tratamiento térmico de 10, 12 y 15 minutos disminuyen (figura 4.9 y 4.10), caso contrario ocurre para la deformación ingenieril (figura 4.11) aumenta tanto cuando se varia la temperatura y el tiempo. Las condiciones de temple 1050°C + revenido 400°C se ubican siempre por encima en comparación a las demás condiciones (figura 4,9; 4.10 y 4.11), lo que implica que el material a esta condición tuvo un aumento casi despreciable del 1% de su resistencia mecánica respecto a la condición original, pero con un notable incremento del 19% de su deformación plástica.

4.4 Ductilidad.

Para determinar la ductilidad del material se evaluó la reducción de área. Se realizaron mediciones del área antes y después de la fractura final de cada probeta de tracción como se muestran en la tabla 4.9. El área inicial de la probeta es $62,5 \text{ mm}^2$ para todas las condiciones de estudio.

Tabla 4.9 Valores del área final de las probetas de tracción.

Condición	N°Probetas	Área Final $A_f(\text{mm}^2)$
Original	1	24,15
	2	24,45
	3	24,60
	Promedio	24,40
Temple 950°C + Revenido 400°C por 10min.	1	28,03
	2	27,95
	3	27,85
	Promedio	28,00
Temple 950°C + Revenido 400°C por 12min.	1	28,00
	2	27,98
	3	28,02
	Promedio	28,00
Temple 950°C + Revenido 400°C por 15min.	1	31,95
	2	32,10
	3	31,95
	Promedio	32,00
Temple 1050°C+ Revenido 400°C por 10min.	1	33,95
	2	33,98
	3	34,05
	Promedio	34,00
Temple 1050°C+ Revenido 400°C por 12min.	1	34,97
	2	34,54
	3	34,89
	Promedio	34,80
Temple 1050°C+ Revenido	1	36,04

400°C por 15min.	2	36,00
	3	35,96
	Promedio	36,00

Tabla 4.10 Valores promedio de reducción de área de la probetas de tracción para cada una de las condiciones de estudio.

Condición	Área Inicial A_0 (mm ²)	Área Final A_f (mm ²)	% de Reducción de área
Original	62,50	47,25	24,40
Temple 950°C + Revenido 400°C por 10min.	62,50	45,00	28,00
Temple 950°C + Revenido 400°C por 12min.	62,50	45,00	28,00
Temple 950°C + Revenido 400°C por 15min.	62,50	42,50	32,00
Temple 1050°C+ Revenido 400°C por 10min.	62,50	41,25	34,00
Temple 1050°C+ Revenido 400°C por 12min.	62,50	40,75	34,80
Temple 1050°C+ Revenido 400°C por 15min.	62,50	40,00	36,00
Desviación Estándar	-	2,68%	4,3%

En la siguiente figura 4.12 se observa el porcentaje de reducción de área en función del tiempo para las condiciones de estudio.

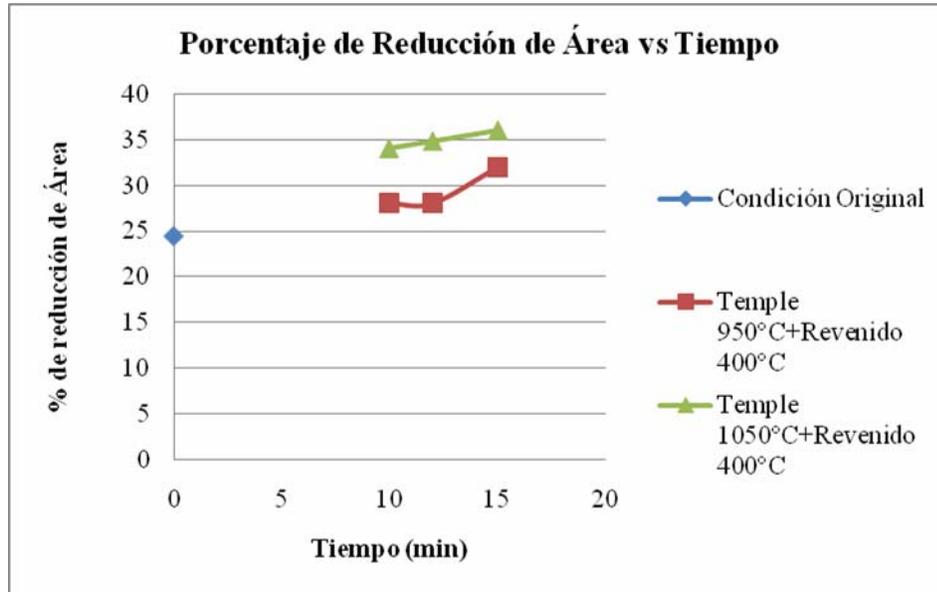


Figura 4.12 Gráfica reducción de área en función del tiempo.

Al evaluar la ductilidad del acero SAF-2304 por el porcentaje de reducción de área en la figura 4.12 se observa que a medida que aumenta el tiempo del tratamiento térmico se incrementa el porcentaje de reducción de área en un 47,54%, lo que implica que el comportamiento de este material en las condiciones establecidas se hace más dúctil.

4.5 Ensayo de Dureza.

Para este ensayo se realizaron 5 indentaciones para cada una de las condiciones usando la escala Rockwell C (HCR), para luego obtener un promedio que nos indique el valor de la dureza; se utilizó una carga de 150kgr. A continuación se muestran en la tabla 4.11 los valores obtenidos del ensayo y en la figura 4.13 la gráfica dureza Rockwell C en función del tiempo.

Tabla 4.11 Valores de dureza Rockwell C (HRC) para cada una de las condiciones de estudio. Carga=150kgr. Identaciones=5. Identador=punta de diamante. Tiempo=15seg.

Identaciones	Condición Original	Temple 950°C + Revenido 400°C			Temple 1050 °C + Revenido 400 °C		
		10 min.	12 min.	15 min.	10 min.	12 min.	15 min.
1	56	54	53	54	57	55	55
2	53	56	53	55	53	50	56
3	53	55	56	51	55	58	56
4	56	56	55	56	58	57	55
5	58	56	55	55	57	57	55
Promedio HRC	55	55	54	54	56	55	56
Desviación Estándar	1,94%	0,81%	1,21%	1,72%	1,78%	2,87%	0,54%

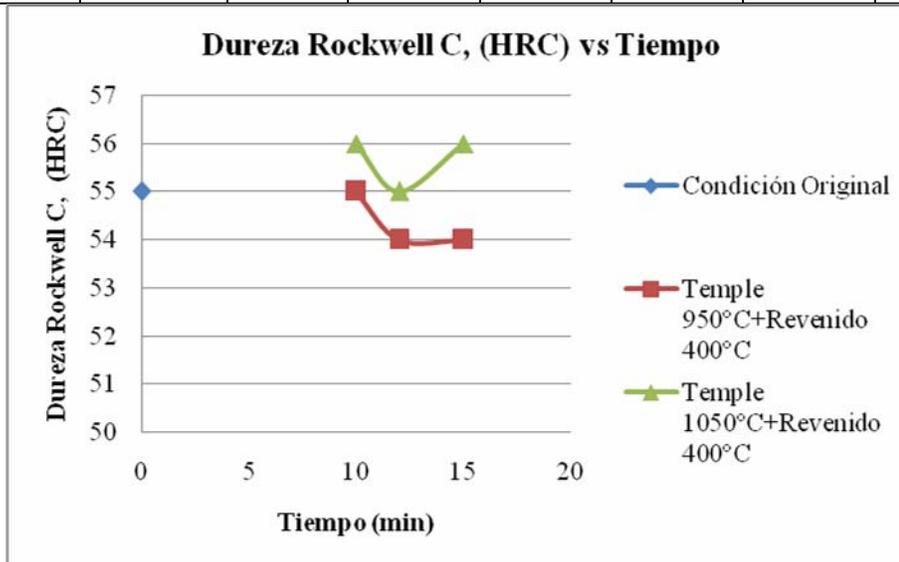


Figura 4.13 Gráfica dureza Rockwell C, HRC en función del tiempo.

Al analizar la figura 4.13 se puede observar que el comportamiento del material sigue siendo el característico, es decir, la condición temple 1050°C+revenido 400°C está por encima de las demás condiciones con un mínimo aumento del 1,21% respecto a la condición general, para este caso el tratamiento

no permitió cambios notables de dureza traduciéndose en un aumento de la ductilidad y tenacidad del material.

4.6 Ensayo de Impacto.

Para el ensayo se realizaron probetas tipo subsize bajo la norma ASTM E-23 y se realizaron 5 ensayos para cada condición. El equipo utilizado registro valores expresados en Kpm y por medio de una conversión se transformo a la unidad del sistema internacional J (N.m), la cual representa la energía absorbida por impacto (CVN). Mediante la relación propuesta por Rolfe, Novak y Barson (ecuación 2.1) se procedió a determinar el factor de intensidad de esfuerzo K_{IC} . A continuación se presentan en la tabla 4.8 los valores obtenidos del ensayo.

Tabla 4.11 Valores de energía absorbida por impacto y factor de intensidad de esfuerzo para cada condición de estudio.

N°Probetas	Condición de Trabajo						
	Original	Temple 950°C + Revenido 400°C			Temple 1050 °C + Revenido 400 °C		
		10 min.	12 min.	15 min.	10 min.	12 min.	15 min.
1	14,80	14,40	14,90	14,80	14,90	14,90	14,50
2	14,85	14,90	14,80	14,80	14,90	14,75	14,80
3	14,60	14,95	14,90	14,70	14,85	14,70	14,85
4	14,60	14,90	14,80	14,85	14,85	14,70	14,82
5	14,85	14,80	14,82	14,85	14,80	14,80	14,70
Promedio (Kpm)	14,74	14,79	14,84	14,80	14,86	14,77	14,73
Desviación Estándar	0,11%	0,20%	0,04%	0,05%	0,03%	0,07%	0,12%
Promedio (J)	144,50	145,00	145,53	145,10	145,69	144,80	144,41
K_{IC} (Ksi.pulg^{1/2})	196,38	197,73	195,68	195,22	200,63	198,19	197,80

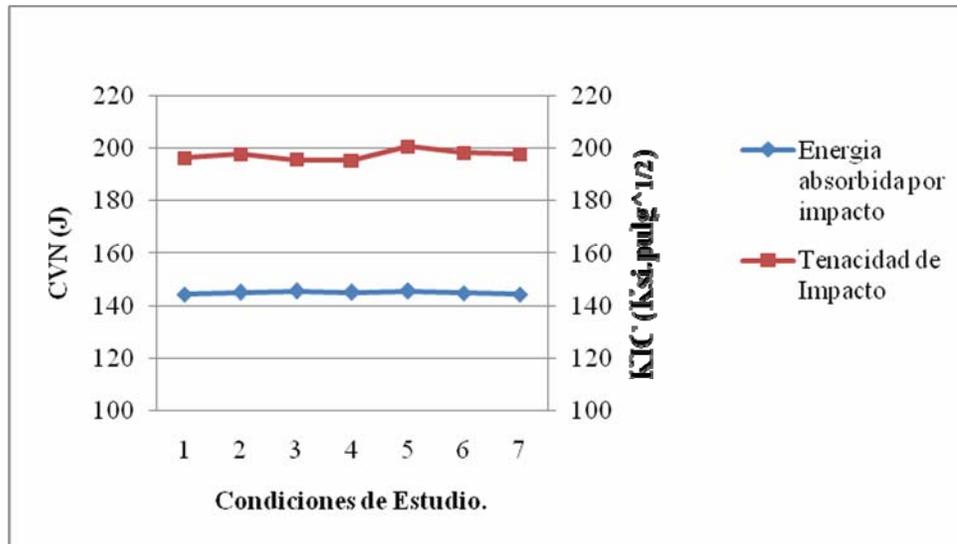


Figura 4.14 Gráfica comparativa entre la energía absorbida por impacto con el factor de intensidad de esfuerzo en función de las condiciones de estudio.

En la figura 4.14 observamos que tanto los valores de la energía absorbida (CVN) y los valores del factor de intensidad de esfuerzo (K_{IC}) muestran un comportamiento casi constante en todas las condiciones de estudio, ya que existe una variación en el orden aproximadamente del 0,5% de la energía absorbida y del 1,8% del factor de intensidad de esfuerzo. El valor máximo del factor de intensidad de esfuerzo se registro para la condición Temple 1050°C+Revenido 400°C a 10 minutos siendo este de 200,63 Ksi.pulg^{1/2} lo que representa un incremento del solo 1% respecto a la condición original, de manera similar se comporta la energía absorbida por impacto alcanzándose el máximo valor de 145,69 J para la misma condición.

Se evidencio que el material en todas las condiciones de estudio posee un comportamiento altamente dúctil, ya que ninguna de las probetas fracturo solo se doblaron.

4.7 Tamaño crítico de grieta.

Para la determinación del tamaño crítico de grieta se utiliza la ecuación 4.1 donde se relaciona el factor de intensidad de esfuerzo (K_{IC}) con el tamaño crítico de grieta:

$$K_{IC} = \sigma_y \cdot Y \sqrt{\pi \cdot a} \quad (4.2)$$

Donde: Y = es un parámetro que involucra la geometría de la grieta.

σ_y = es una función que representa la magnitud del esfuerzo.

a = es el tamaño crítico de grieta.

A continuación se reflejan en la tabla 4.12 los resultados del tamaño crítico de grieta.

Tabla 4.12 Valores del tamaño crítico de grieta para cada una de las condiciones de estudio.

Condición	Tamaño crítico de grieta $a_{\text{crítico}}$ (mm)
Original	59,2
Temple 950°C + Revenido 400°C por 10min.	58,8
Temple 950°C + Revenido 400°C por 12min.	60,5
Temple 950°C + Revenido 400°C por 15min.	60,4
Temple 1050°C+ Revenido 400°C por 10min.	57,7
Temple 1050°C+ Revenido 400°C por 12min.	58,4
Temple 1050°C+ Revenido 400°C por 15min.	58,3

En la tabla 4.12 se observa que el comportamiento sigue siendo el característico, es decir, en todas las condiciones de estudio presentan casi el mismo valor entre 58,8mm a 60,5mm del tamaño crítico de grano con tan solo una diferencia del 1%.

4.8 Fractografía.

La fractografía se realizó a diferentes superficies de fractura proveniente de los ensayos de tracción y de Charpy a cada una de las condiciones de estudio, con la finalidad de establecer los diferentes mecanismos que intervinieron en la fractura, este estudio se efectuó en 3 etapas, una macroscópica, una microscópica y un análisis químico; las dos últimas etapas mediante un microscopio electrónico de barrido M.E.B. A continuación se muestran las probetas de tracción planas (figura 4.14 a la 4.22), la fractura (figura 4.23 a la 4.29) y las probetas de charpy (figuras 4.30 a la 4.36).

4.8.1 Macroscopía.

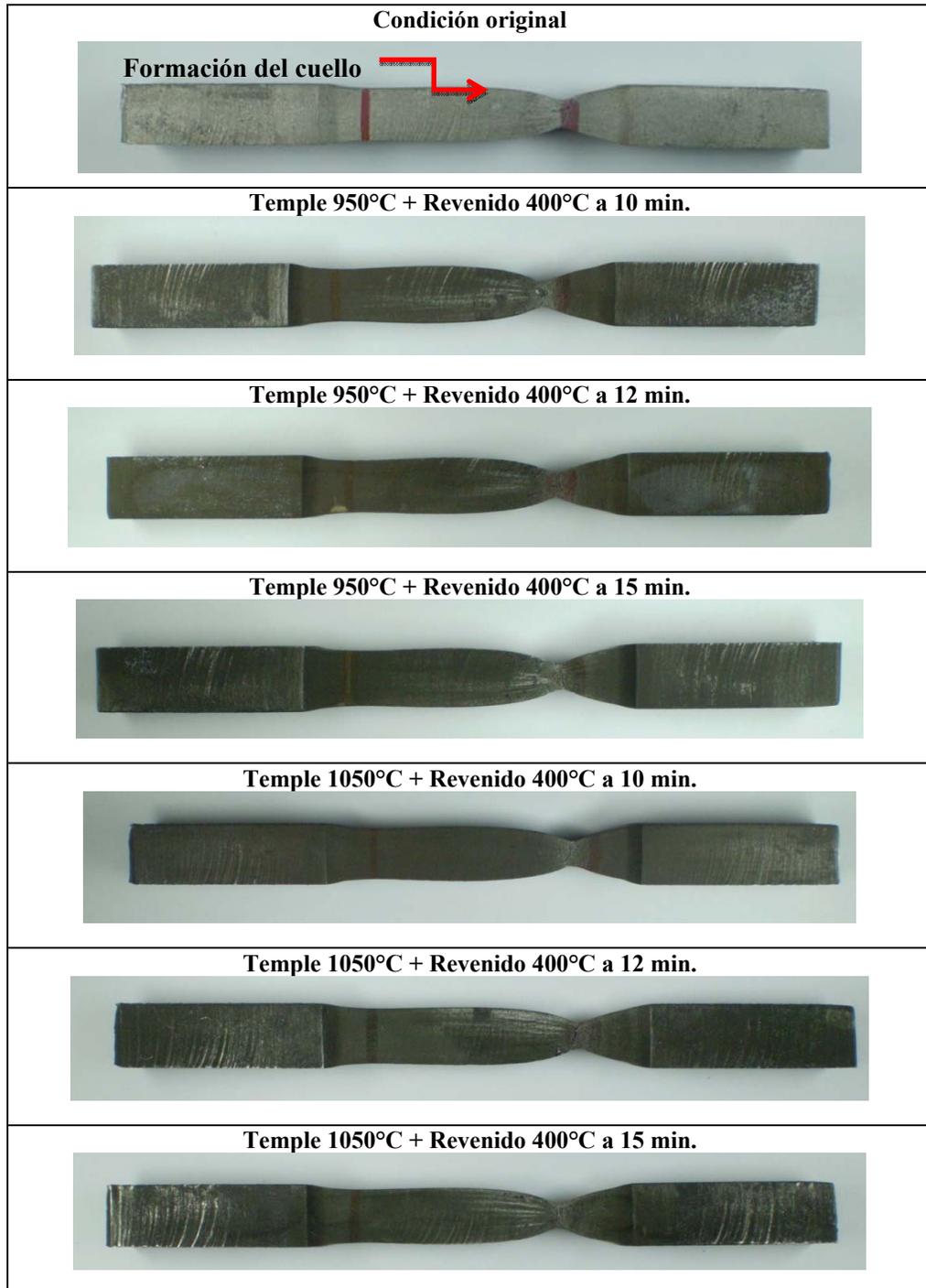


Figura 4.15 Macroscopía de las probetas de tracción en las condiciones de estudio.

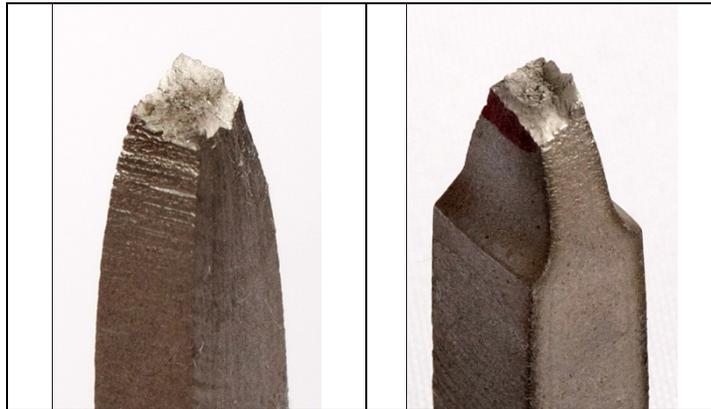


Figura 4.16 Probeta Tracción en la condición original.



Figura 4.17 Probeta Tracción condición Temple 950°C+Revenido 400°C a 10min.

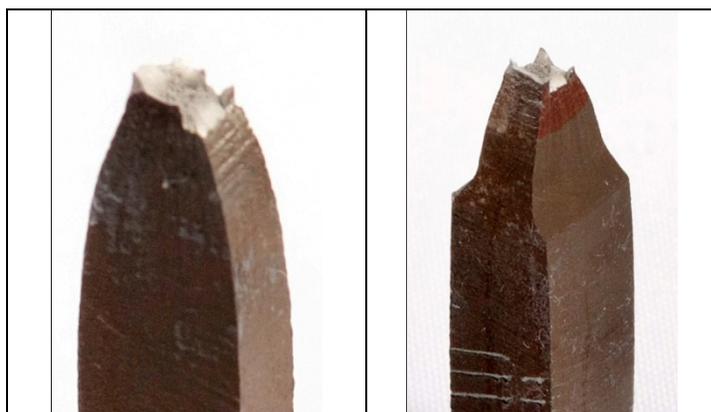


Figura 4.18 Probeta Tracción condición Temple 950°C+Revenido 400°C a 12min.



Figura 4.19 Probeta Tracción condición Temple 950°C+Revenido 400°C a 15min.

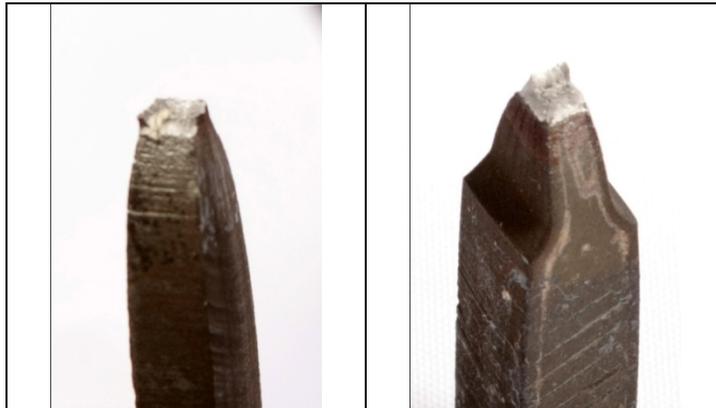


Figura 4.20 Probeta Tracción condición Temple 1050°C+Revenido 400°C a 10min.

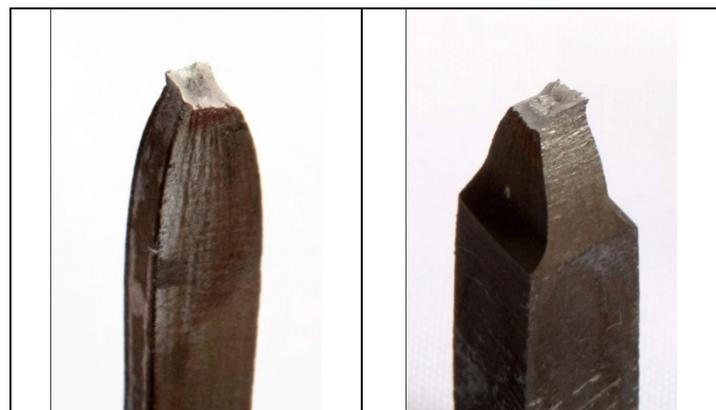


Figura 4.21 Probeta Tracción condición Temple 1050°C+Revenido 400°C a 12min.

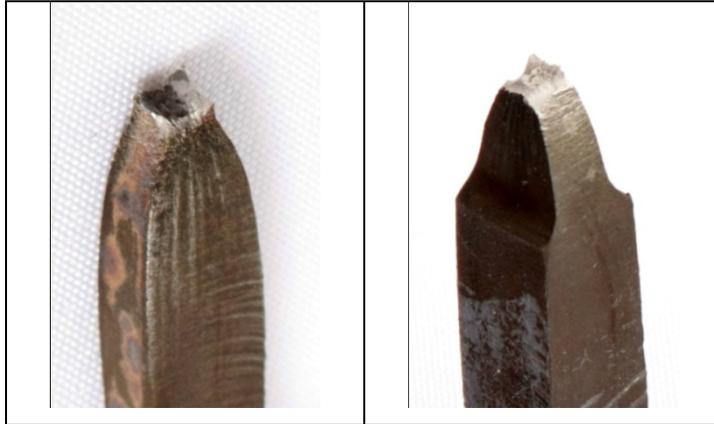


Figura 4.22 Probeta tracción condición Temple 1050°C+Revenido 400°C a 15min.



Figura 4.23 Probeta Charpy en la condición original.



Figura 4.24 Probeta Charpy condición Temple 950°C+Revenido 400°C a 10min.



Figura 4.25 Probeta Charpy condición Temple 950°C+Revenido 400°C a 12min.



Figura 4.26 Probeta Charpy condición Temple 950°C+Revenido 400°C a 15min.



Figura 4.27 Probeta Charpy condición Temple 1050°C+Revenido 400°C a 10min.



Figura 4.28 Probeta Charpy condición Temple 1050°C+Revenido 400°C a 12min.



Figura 4.29 Probeta Charpy condición Temple 1050°C+Revenido 400°C a 15min.

En la figura 4.15 a la 4.22 se muestran las probetas de tracción planas, donde se observó a nivel macroscópico la presencia de encuellamiento para todas las condiciones de estudio. Se detalló que la fractura ocurre dentro de la zona calibre por lo tanto se corrobora que el ensayo de tracción es válido, también se logró observar desgarre de material fibroso (en relieve) y superficies de tonalidad opacas características de una fractura dúctil.

En la figura 4.23 a la 4.29 se muestran las probetas de Charpy para cada una de las condiciones y se aprecia poca deformación plástica acompañada con una leve deformación lateral y grietas ya que no se alcanzó la fractura solo se doblaron.

4.8.2 Microscopía óptica y electrónica de barrido.

La microestructura fue analizada por microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido, después de atacar la muestra con una solución de 0,5 gr. de bisulfito de sodio ($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$), 50 ml de agua destilada y 7,5 ml de ácido clorhídrico (HCl). La microscopía electrónica de barrido se llevó acabo en el centro de ingeniería de superficies (CIS) del laboratorio de microscopía electrónica de la universidad Simón Bolívar, el equipo que se utilizo es de la marca JEOL Scanning Electron Microscope JSM-6390.



Figura 30. Microscopio electrónico de barrido JEOL de la Universidad Simón Bolívar.



Figura 4.31 Preparación y colocación de las muestras en el microscopio electrónico de barrido MEB.

En la figura 4.31 se detalla la preparación y colocación de las muestras de tracción y de Charpy en el microscopio electrónico de barrido MEB.

A continuación se muestran en las figuras 4.32 a la 4.38 la microestructura del material por MEB para cada una de las condiciones y de la figura 4.39 a la 4.45 la superficie de fractura por MEB.

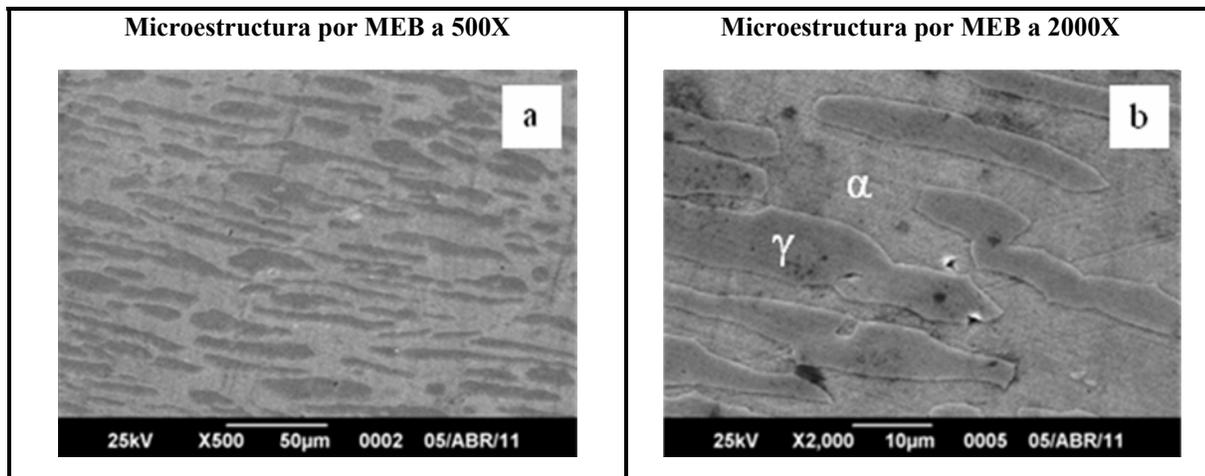


Figura 4.32 (a) y (b) Microestructura por MEB en condición original.

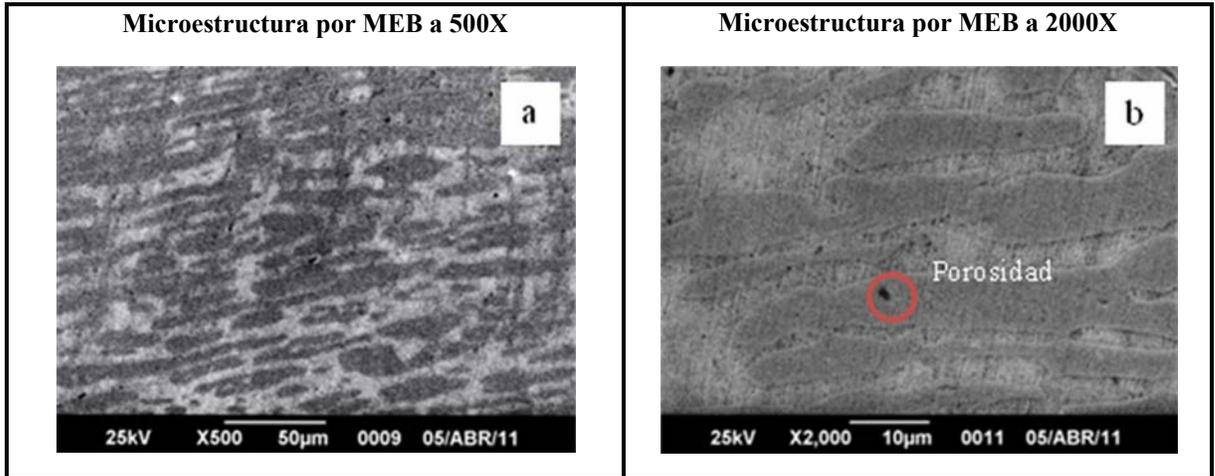


Figura 4.33 (a) y (b) Microestructura por MEB condición T950°C+R400°C 10 min.

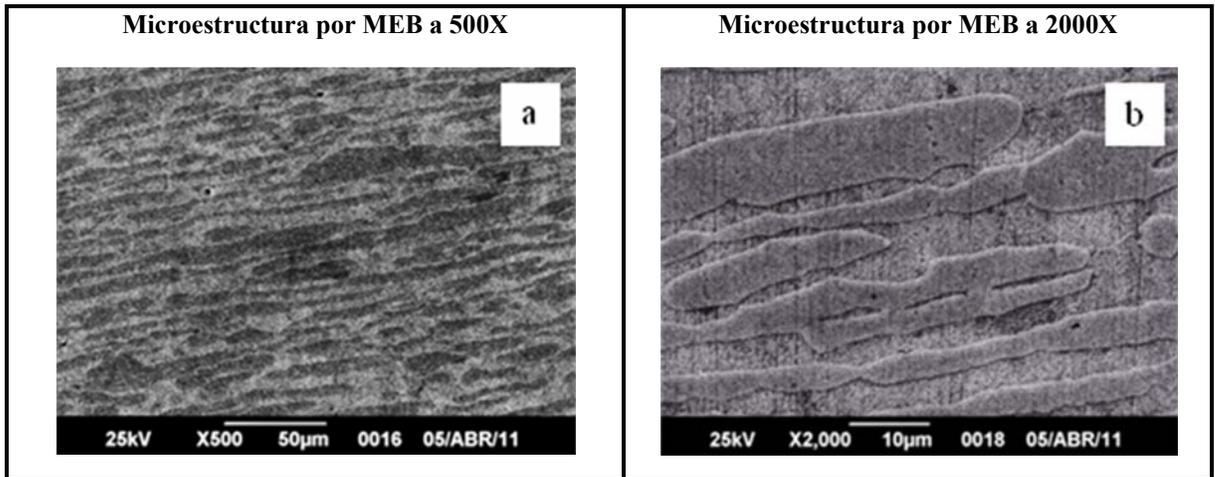


Figura 4.34 (a) y (b) Microestructura por MEB condición T 950°C+R 400°C 12min.

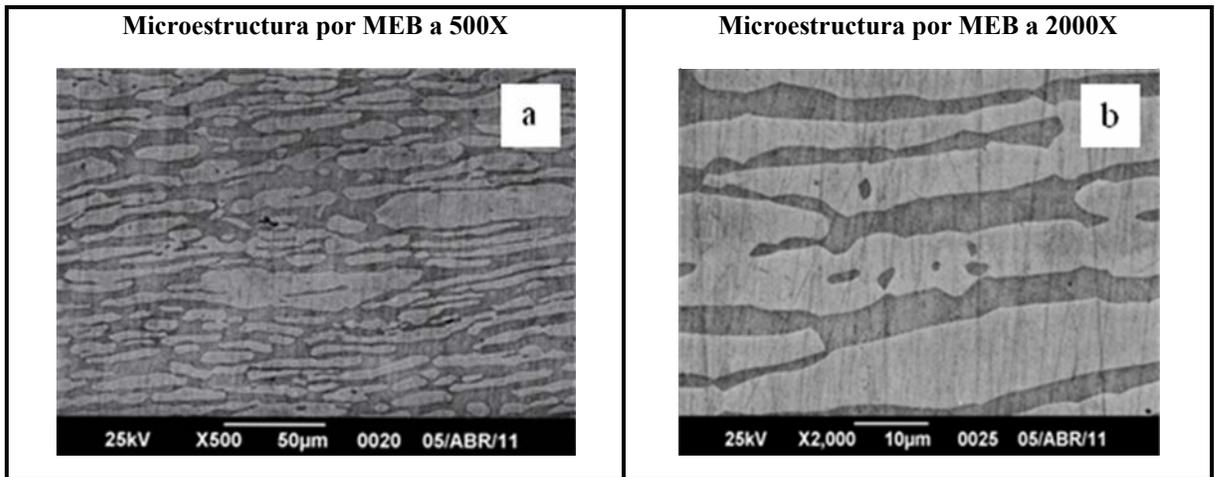


Figura 4.35 (a) y (b) Microestructura por MEB condición T950°C+R 400°C 15 min.

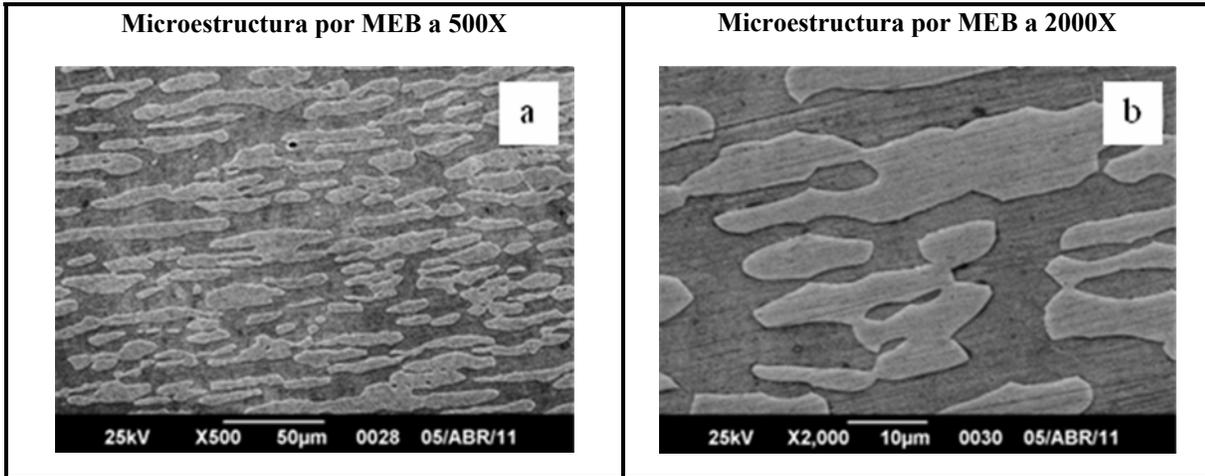


Figura 4.36 (a) y (b) Microestructura por MEB condición T1050°C+R400°C 10 min.

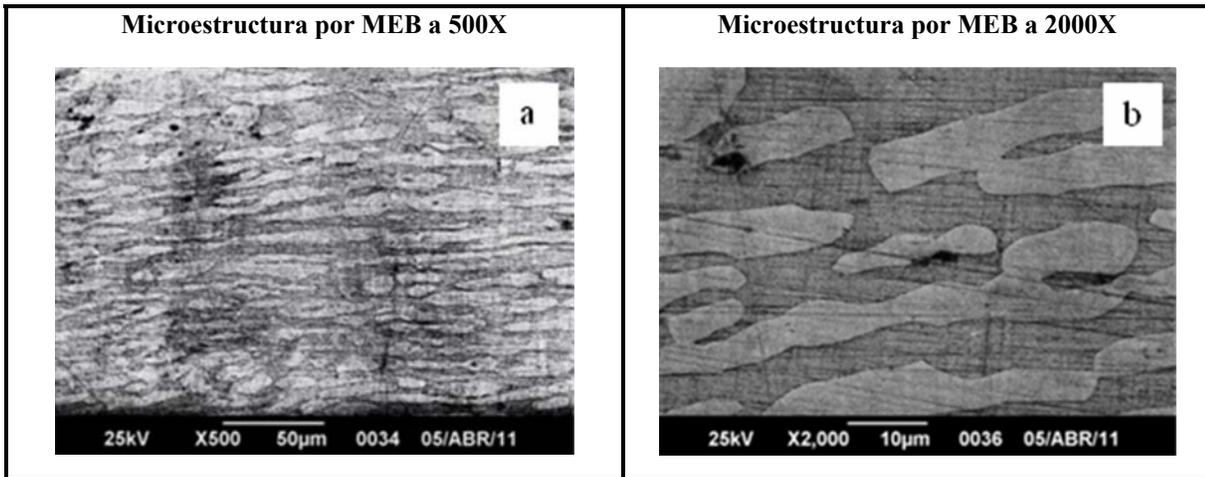


Figura 4.37 (a) y (b) Microestructura por MEB condición T1050°C+R400°C 12 min.

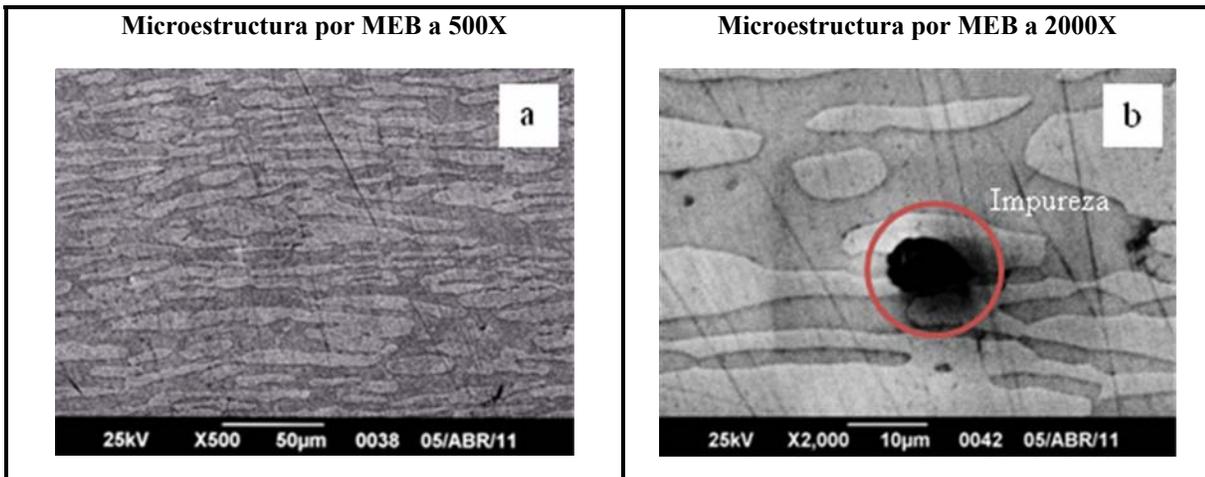


Figura 4.38 (a) y (b) Microestructura por MEB condición T1050°C+R 400°C 15 min.

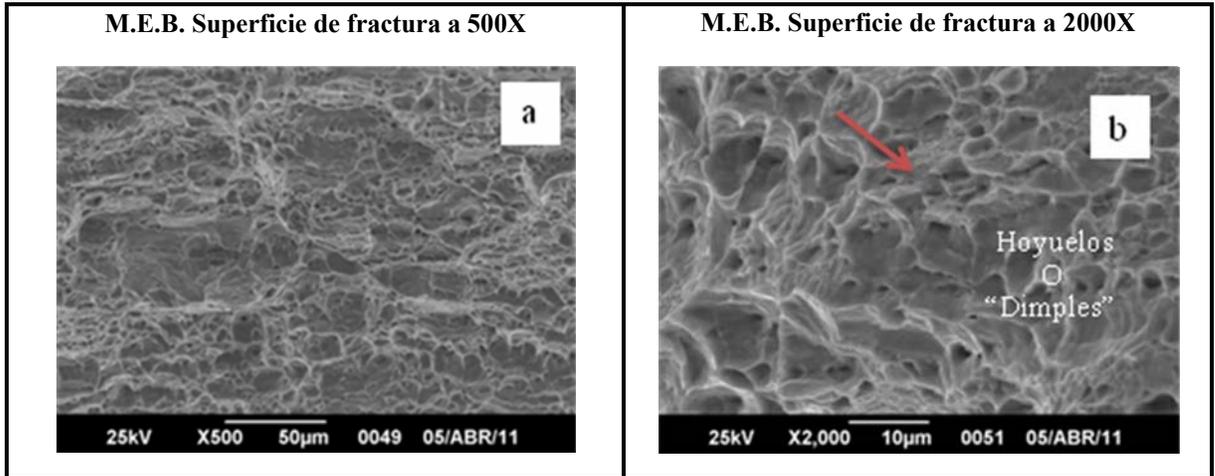


Figura 4.39 (a),(b) Superficies de fractura de traccion en condicion original.

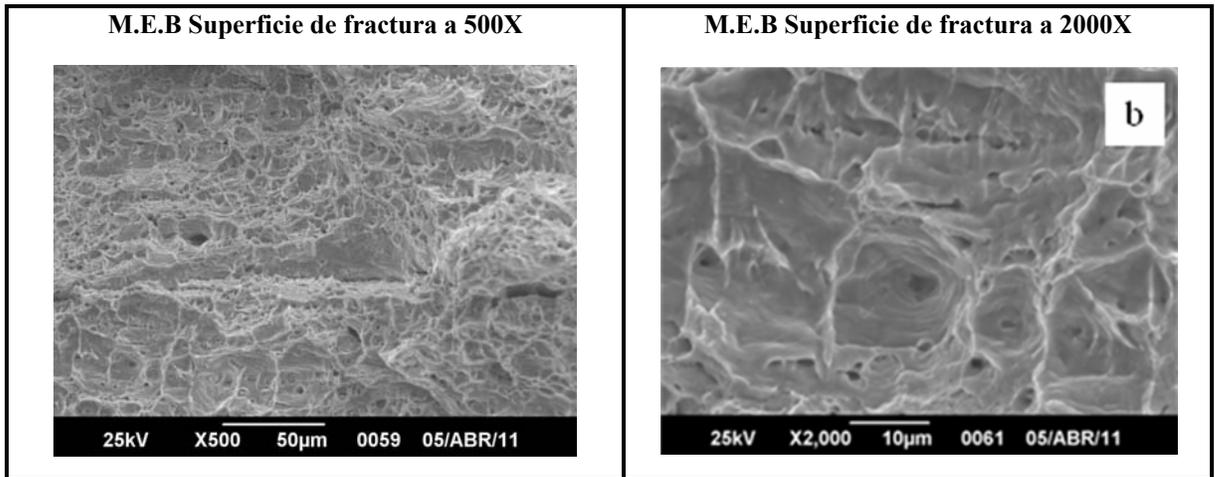


Figura 4.40 (a),(b) Superficies de fractura traccion condición T959°C+R400°C 10min

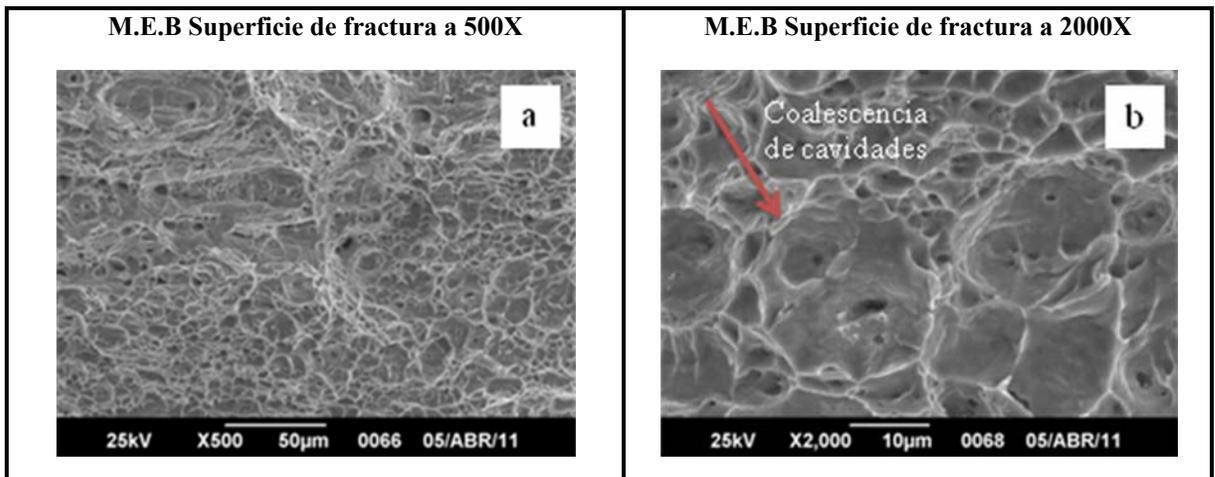


Figura 4.41 (a),(b) Superficies de fractura traccion condición T950°C+R400°C 12min

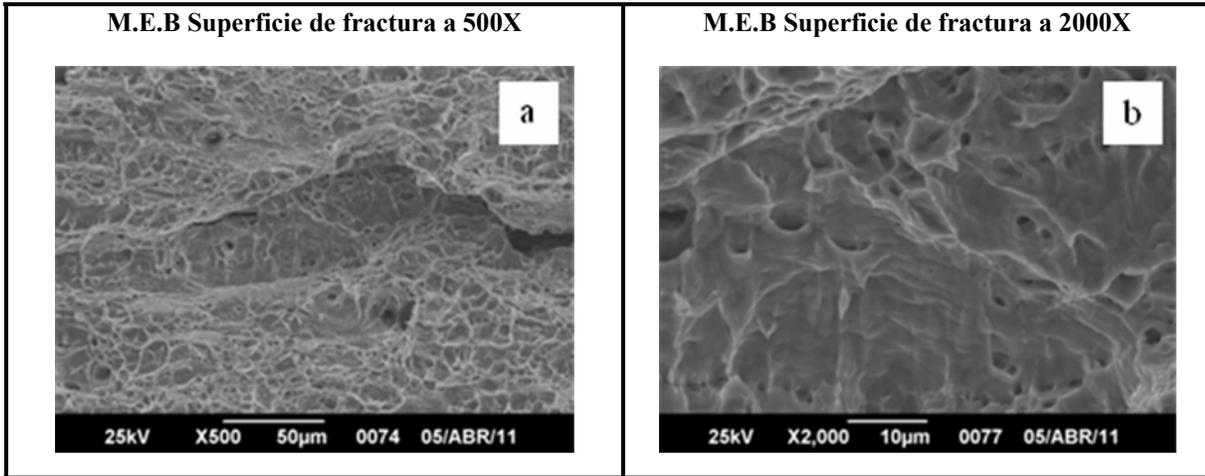


Figura 4.42 (a),(b) Superficies de fractura traccion condición T950°C+R400°C 15min

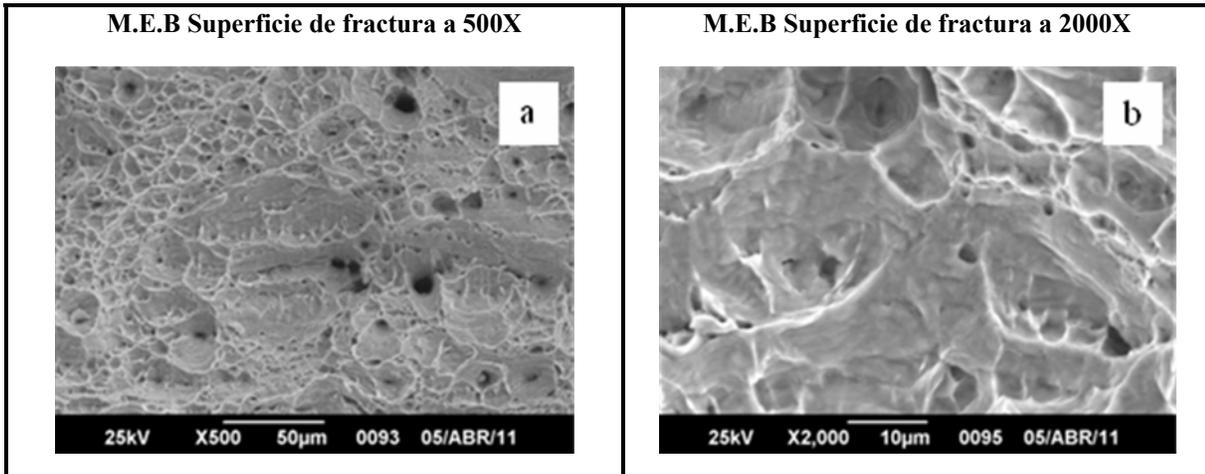


Figura 4.43 (a)(b) Superficies de fractura traccion condición T1050°C+R400°C 10min

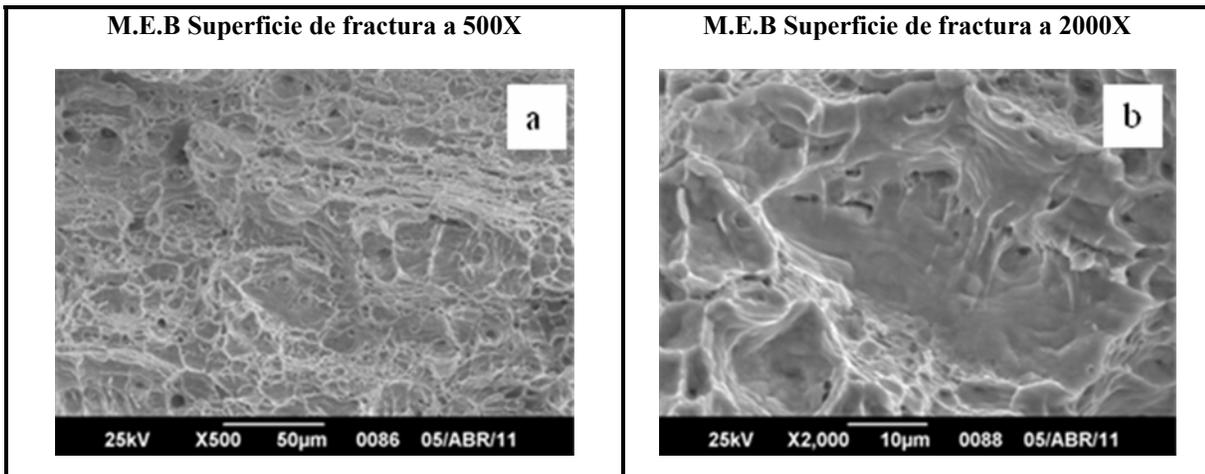


Figura 4.44 (a)(b) Superficies de fractura traccion condición T1050°C+R400°C 12min

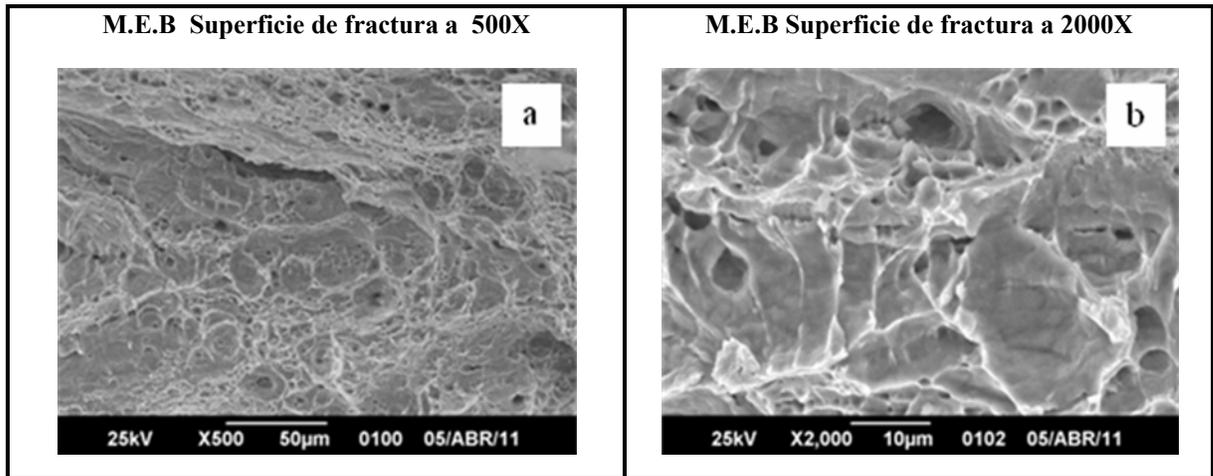


Figura 4.45 (a)(b)superficies de fractura traccion condición T1050°C+R400°C 15min

En las figuras 4.32 a la 4.38 se observan la microestructura del material por MEB con aumentos de 500X a las muestras (a) y 2000X a las muestras (b) para cada una de las condiciones de tracción donde se pudo observar las fases presentes en la microestructura del material que son ferrita (α) y austenita (γ) y fue complementado con un análisis por espectroscopia de rayos X (EDX), también se observaron en la mayoría de las muestras porosidades tanto en las fases como en los límites de grano (figura 4.32(b) a la 4.37(b)) e impurezas de color negro de forma circular (figura 4.38(b)).

En las figura 4.39 a la 4.4 se observo superficie de fractura por MEB con aumentos de 500X a las muestras (a) y 2000X a las muestras (b) para cada una de las condiciones de tracción donde se aprecian hoyuelos o “dimples” los cuales tienen una forma y tamaño diversos (figura 4.39(a) y (b) a la 4.45 (a) y (b)), al igual se observaron coalescencia de cavidades que son consecuencia de la unión de varios hoyuelos, confirmando así la presencia de una fractura dúctil.

4.8.3 Análisis químico a la microestructura del material.

El análisis químico se efectuó por espectroscopia de rayos X (EDX) a las fases (α) y fases (γ) presente en la microestructura para determinar y comparar los porcentajes de los principales elementos aleantes que son el Niquel (Ni) y el cromo (Cr), este estudio se realizo para cada una de las condiciones de estudio.

A continuación se muestran en las figuras 4.46 a la 4.52 el análisis químico de la fase (α) y fase (γ) para cada una de las condiciones.

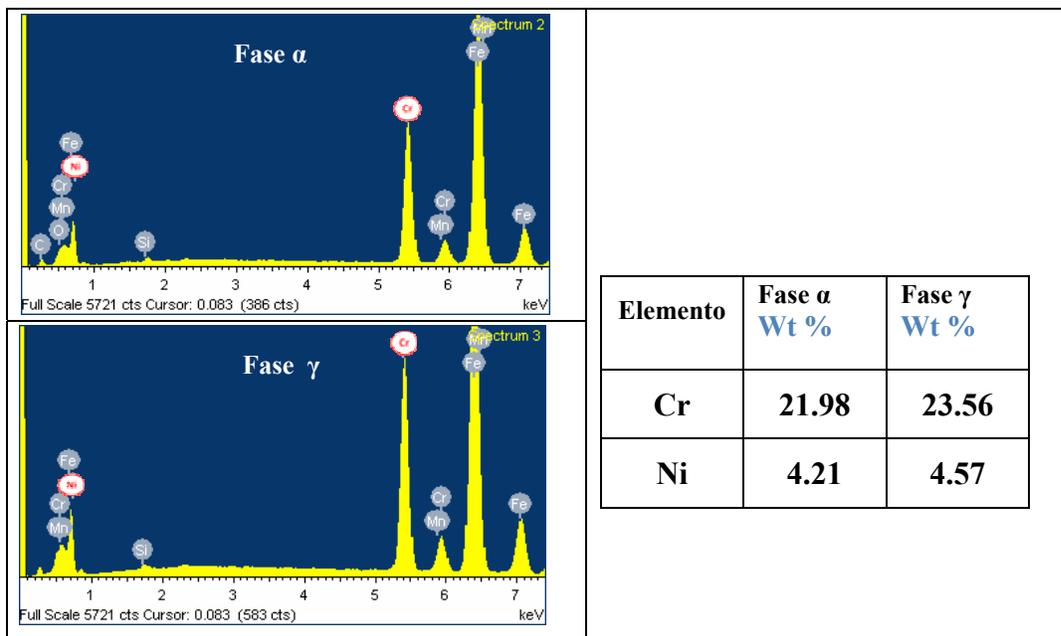


Figura 4.46 Análisis químico condición original a la fase (γ) y fase (α).

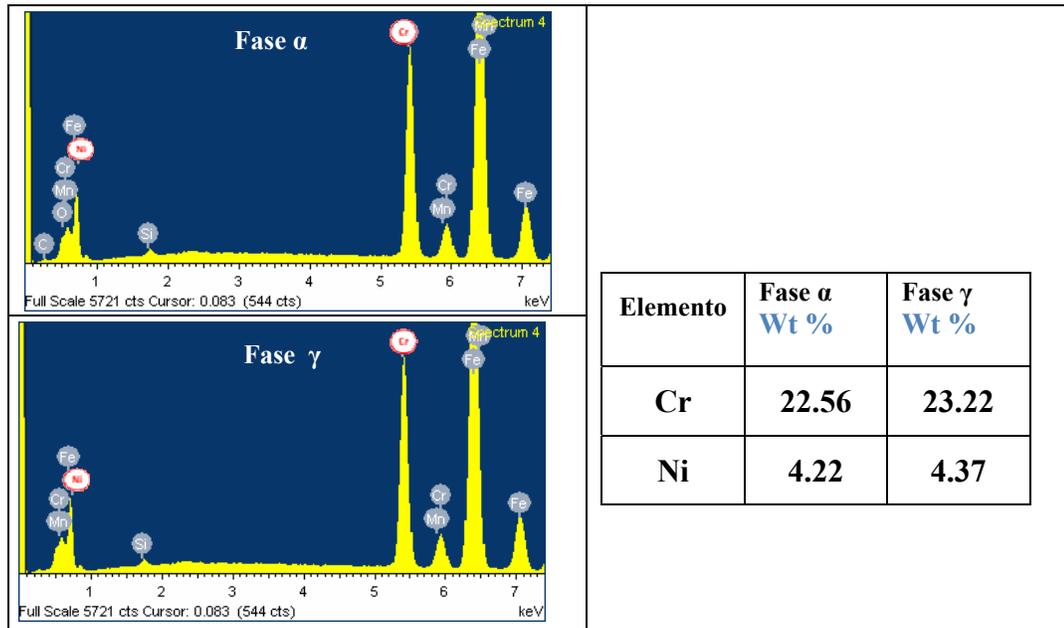


Figura 4.47 Análisis químico condición temple 950°C+ Revenido 400°C a 10 min a la fase (γ) y fase (α).

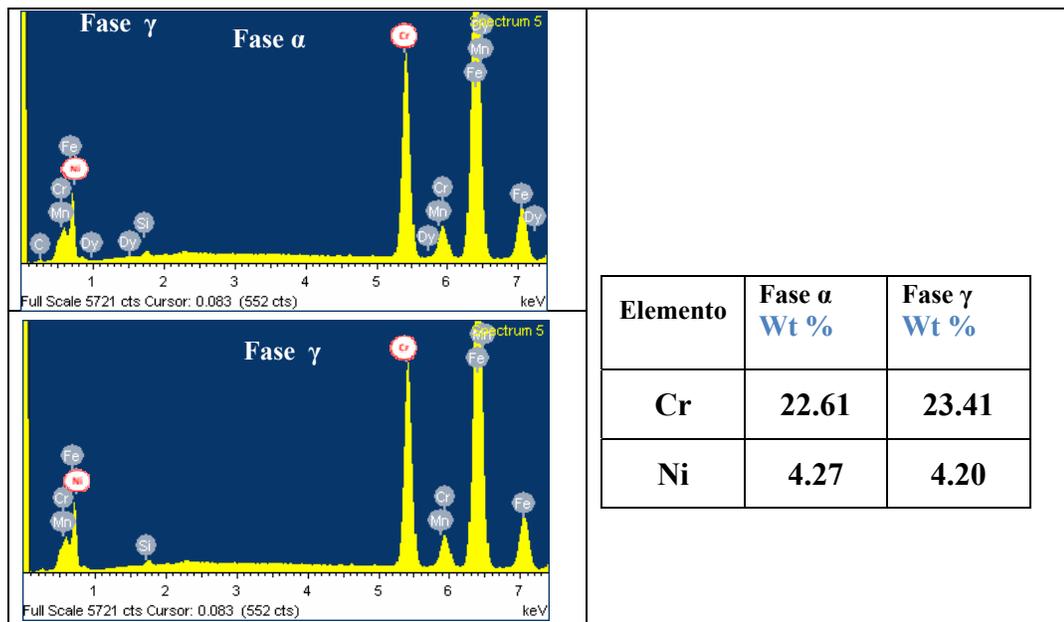


Figura 4.48 Análisis químico condición temple 950+ revenido 400°C a 12 min a la fase (γ) y fase (α).

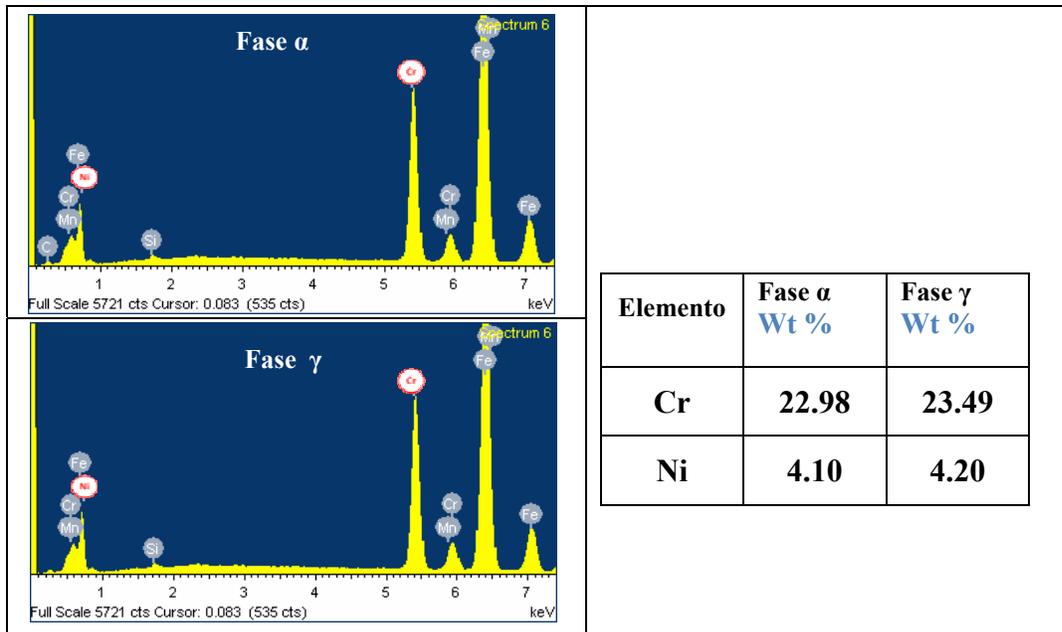


Figura 4.49 Análisis químico condición temple 950°C+ revenido 400°C a 15 min a la fase (γ) y (α).

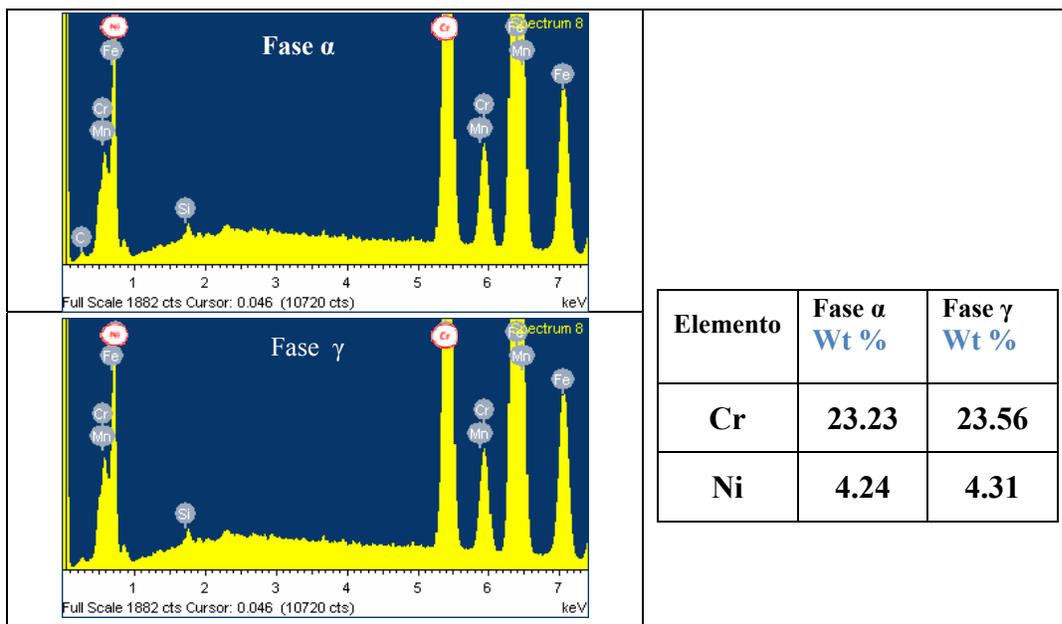


Figura 4.50 Análisis químico condición temple 1050°C + revenido 400°C a 10 min a la fase (γ) y fase (α).

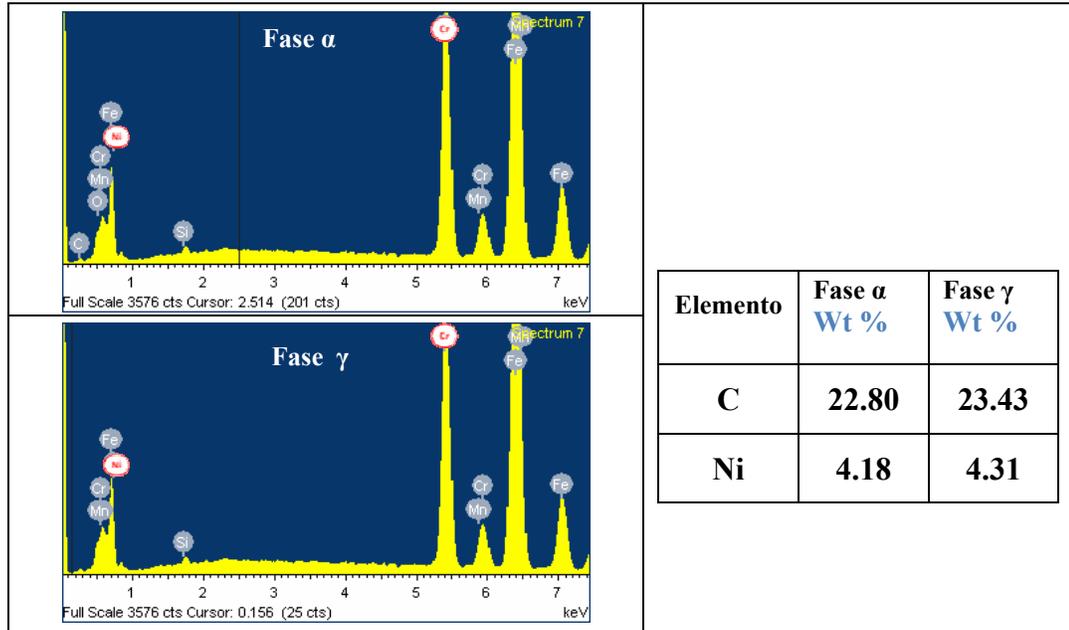


Figura 4.51 Análisis químico condición 1050°C temple +400°C revenido a 12 min a la fase (γ) y fase (α).

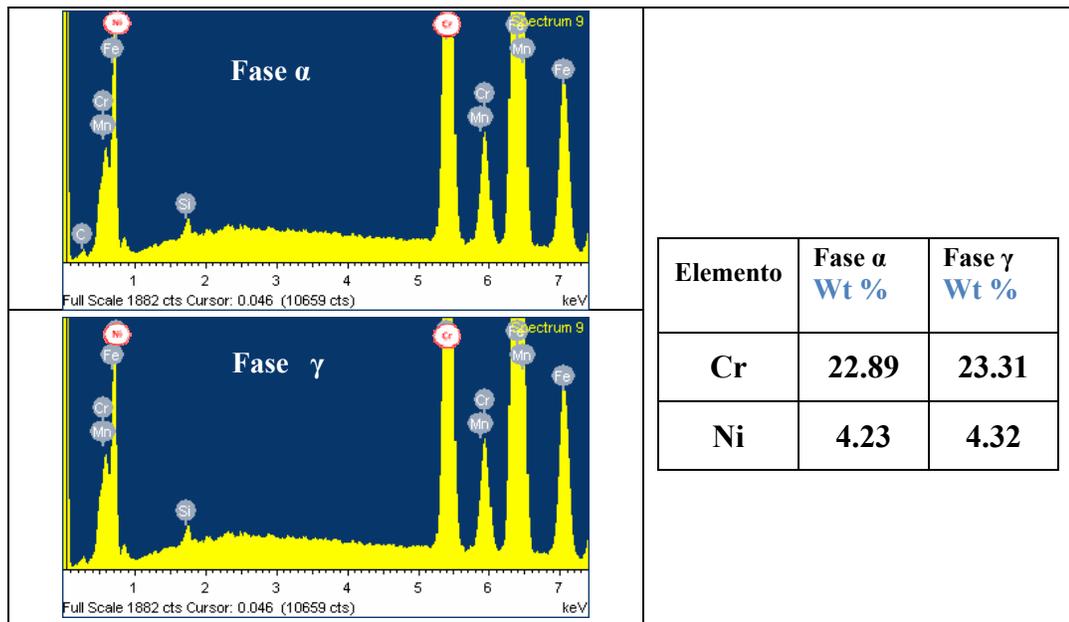


Figura 4.52 Análisis químico condición temple 1050 + revenido 400°C a 15 min a la fase (γ) y fase (α).

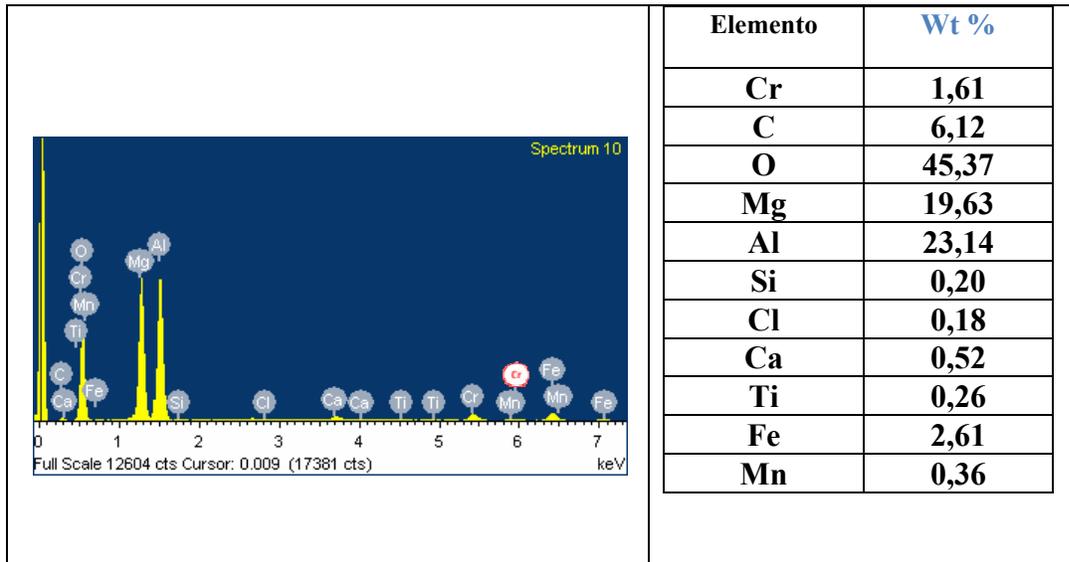


Figura 4.53 Análisis químico a la impureza encontrada en la microestructura en la condición Temple 1050°C +revenido 400°C a 15min.

A continuación se presenta un cuadro comparativo del análisis químico por EDX realizado a las muestras de tracción para cada una de las condiciones y las graficas tanto para la fase (α) como para la fase (γ) de los porcentajes de cromo (%Cr) y níquel (%Ni) en función de las condiciones.

Tabla 4.13 Cuadro comparativo del análisis químico a la fase (α) y fase (γ).

Condición	Fase α		Fase γ	
	%Cr	%Ni	%Cr	%Ni
Condición Original	21.98	4.21	23.56	4.57
Temple 950°C + Revenido 400°C por 10min.	22.56	4.22	22.22	4.37
Temple 950°C + Revenido 400°C por 12min.	22.61	4.27	23.41	4.20
Temple 950°C + Revenido 400°C por 15min.	22.98	4.10	23.49	4.20
Temple 1050°C+ Revenido 400°C por 10min.	23.23	4.24	23.56	4.31
Temple 1050°C+ Revenido 400°C por 12min.	22.80	4.18	23.43	4.31
Temple 1050°C+ Revenido 400°C por 15min.	22.89	4.23	23.31	4.32
Desviación Estándar	0.24%	0.05%	0.47%	0.12%

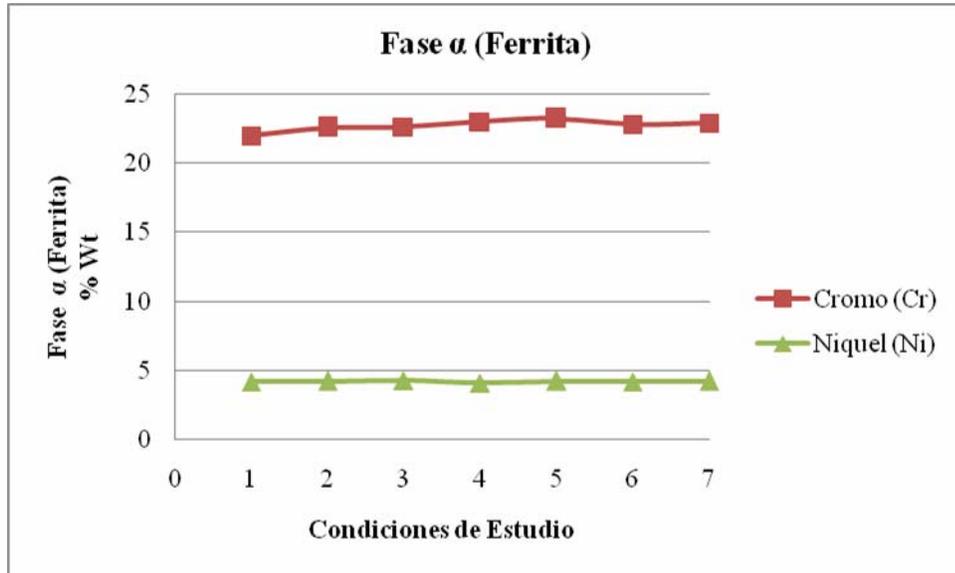


Figura 4.54 Gráfica Fase α (ferrita) en función de las condiciones de estudio.

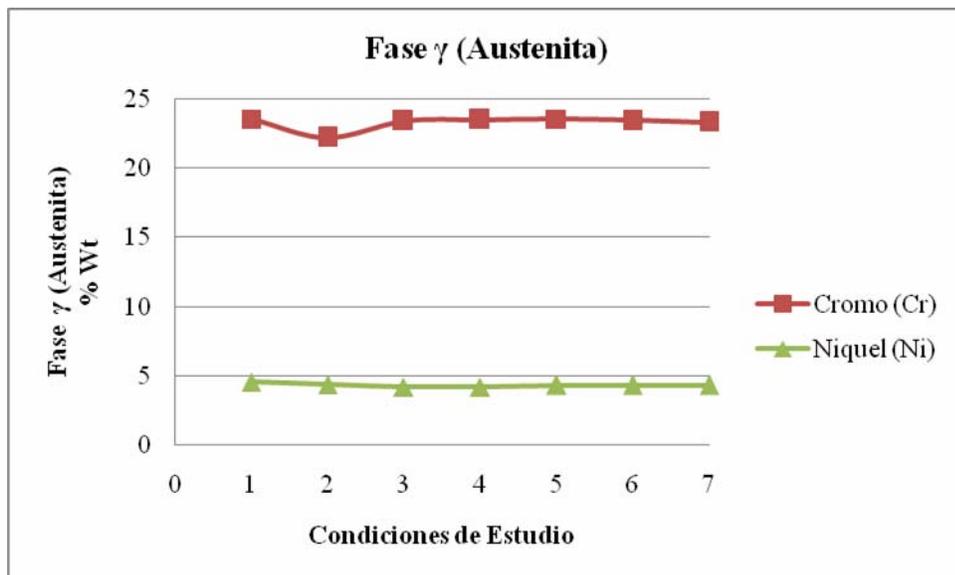


Figura 4.55 Gráfica Fase γ (austenita) en función de las condiciones de estudio.

En las figuras 4.54 y 4.55 se observa que la fase α (ferrita) como la fase γ (austenita) no evidenciaron pérdidas significativas en los porcentajes de peso tanto para el cromo (Cr) como para el níquel (Ni). En la fase α (ferrita) presentó una diferencia del 0,21% Cr y 0,05% Ni entre las condiciones de estudio y para la fase γ (austenita) 0,47% Cr y 0,12% Ni.

La fase α (ferrita) obtuvo su mayor porcentaje del 23,23% Cr y 4,24% Ni de peso en la condición Temple 1050°C+Revenido 400 °C a 10 minutos, aumentando un 5,68% respecto a la condición original.

La fase γ (austenita) obtuvo su mayor porcentaje del 23,56% Cr y 4,57% Ni de peso tanto en la condición original como en la condición Temple 1050°C+Revenido 400 °C a 10 minutos. En la figura 4.53 se determinó que los porcentajes de la impureza encontrada en la muestra son residuos de alúmina por el alto porcentaje de ese elemento encontrado como consecuencia a la preparación metalográfica el cual fue expuesto el acero SAF-2304.

CAPÍTULO 5

Conclusiones y recomendaciones

5.1 Conclusiones.

- Al evaluar la ductilidad del acero dúplex SAF-2304 tanto por el porcentaje de reducción de área así como por la deformación ingenieril de acuerdo a los resultados obtenidos, aumentó con el tratamiento térmico de revenido, evidenciándose que a medida que se incrementa la temperatura del temple en el revenido y los tiempos se hace más dúctil el material. El incremento del porcentaje de reducción de área fue del 47,5% respecto a la condición original y para la deformación ingenieril fue de 19% respecto a la condición original, lo que se traduce en un ablandamiento del material aumentando así las posibilidades de deformación plástica del acero.
- La energía absorbida por impacto en todas las condiciones oscilo entre 145,5 J considerándose alta. Comparando la condición original con el material tratado la energía absorbida por impacto no varió, mas sin embargo su valor es bastante alto comparada con otros material.

- La tenacidad de impacto evaluada a través de la relación Barson y Rolfe se encontró que bajo todas las condiciones es constante.
- La resistencia mecánica del material evaluado por el esfuerzo de fluencia y por el esfuerzo máximo se mantuvo constante con el tratamiento térmico.
- La dureza evaluada no manifestó ningún cambio medida a través del ensayo Rockwell C.
- En la microestructura se observaron las fases austenita y ferrita, y poca dispersión en los porcentajes de peso de los elementos aleantes cromo (Cr) y níquel (Ni) que conforman estas fases a través de un análisis químico por EDX, lo que representa que las fases no fueron afectadas por el tratamiento térmico.
- En la superficie de fractura de los ensayos de tracción se caracterizaron por hoyuelos o “dimples” presentando un mecanismo de coalescencia de cavidades, observándose que a medida que se incrementa la temperatura del temple se aumentan las cavidades.

5.2 Recomendaciones.

- Realizar Incrementar la temperatura del temple entre 1200°C a 1600°C.
- Incrementar la temperatura del revenido entre 400°C a 600°C.

Referencias Bibliográficas

1. Che T. H., Weng K. L. (2002). El efecto de la exposición a altas temperaturas en la estabilidad microestructural y tenacidad en un acero inoxidable dúplex 2205. Ciencia de los materiales e ingeniería A338, 259-270.
2. AmadouMback, Pape (2005). Fragilización de aceros dúplex SAF-2507. Universitat Politècnica de Catalunya. Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica.
3. Meszaros I. (2006). Caracterización magnética de aceros inoxidables dúplex. Física B 372, 181-184.
4. NowackiJ. ,Łukoj´ A. (2005). Estructura y propiedades de la zona afectada térmicamente en las juntas soldadas de los aceros dúplex. Tecnología de procesamiento de materiales 164-164, 1074-1081.
5. Sáenz L. , Plaza L. , Oscando A. , Grippi L. (2007). Estudio de la Fragilización del acero inoxidable dúplex SAF 2205 envejecido. Ingeniería UC vol. 14- N° 3, 68-76.
6. SieurinH. ,Sandstrom R. (2006). La Tenacidad de fractura de un acero inoxidable dúplex soldadas. Ingeniería mecánica de fractura 73, 377-390.
7. D. Lucchesi, (1983). Tratamientos térmicos. Barcelona, Madrid: Editorial Labor, S.A. pág. 33.
8. Pere Molera Solá“Tratamientos térmicos de los metales”Editorial Marcombo S.A, año: 1991 pág:17 -25 (Barcelona-España).

9. Smith, W. “*Fundamentos de la Ciencia e Ingeniería de Materiales*”. Editorial Mc Graw Hill, Edición 4 Año: 2006.
10. William D. Callister, “ Introducción a la ciencia e ingeniería de los materiales ” Volumen 1, año 1998, pág. : 338
11. Centro Tecnológico AIMEN. “Aceros Inoxidables Dúplex”. Pontevedra – España. Se encuentra a través del enlace:
http://www.obtesol.es/index.php?option=com_content&task=category§ionid=4&id=34&Itemid=30
12. Julio Correa. “Tratamientos térmicos”. Santa Fe – Argentina (2007). Link a través de: <http://juliocorrea.wordpress.com/2007/08/23/tratamientos-termicos-del-acer/>
13. Wikipedia.org. “Acero dúplex”. Buscar a través de:
http://es.wikipedia.org/wiki/Acero_inoxidable
14. Familia de aceros. <http://www.todomonografias.com/quimica/aceros-inoxidables/>
15. Universidad Autónoma de Madrid. “Composiciones del acero”. Información descargada desde:
<http://www.uam.es/docencia/labvformat/labvformat/practicas/practica4/fases%20del%20acero.htm>
16. portal EcoEduca.org “Metales ferrosos y no ferrosos”. Seguir link a través de: <http://www.ecoeduca.cl/chatarra/acero1.htm>
17. Ingeniería y Maquinados. “Clasificación de los aceros”. El paraje – México. Información encontrada en:
http://www.ingenieriaymaquinados.com/articulo.php?articulos_id=1
18. Publicado por Edson Gaitan. “Clasificación de los aceros”. A través de:
<http://es.scribd.com/doc/51059045/Acero-Inoxidable>
19. Acero inoxidable dúplex SAF 2304. A través de:
<http://es.scribd.com/doc/55252452/TIPOLOGIAS-DE-ACEROS-INOXIDABLES>

20. CLARO, Franklin. “Corrosión en Aceros inoxidables”.CiudadGuayana – Bolívar. Línk:
<http://es.scribd.com/Corrosion-en-Aceros-Inoxidables/d/28746207>
21. FLORES, Diana. Ensayos al acero. Publicación en:
<http://www.mailxmail.com/curso-introduccion-ciencia-materiales/propiedades-materiales-mecanicas>
22. Barson y Rolf . “*fracture and fatigue control in structures*” Editorialprentice HALL, EVA
23. Por: CARO, Julios. “Ensayo de tracción”. Enlace:
<http://es.scribd.com/doc/2469675/Ensayos-mecanicos-traccion>
24. Universidad Autónoma de Madrid. Ensayo EDX
http://www.uam.es/investigacion/servicios/sidi/especifica/barridoh_tml
25. Diagrama de los tratamientos térmicos
http://bibliotecadigital.ilce.edu.mx/sites/ciencia/volumen2/ciencia3/080/htm/sec_5.htm

ANEXO

NOTICE: This standard has either been superseded and replaced by a new version or discontinued. Contact ASTM International (www.astm.org) for the latest information.



Designation: E 23 – 01a

Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials¹

This standard is issued under the fixed designation E 23; the number immediately following the designation indicates the year of original adoption or, in the case of revision, the year of last revision. A number in parentheses indicates the year of last reapproval. A superscript epsilon (ϵ) indicates an editorial change since the last revision or reapproval.

This standard has been approved for use by agencies of the Department of Defense.

1. Scope

1.1 These test methods describe notched-bar impact testing of metallic materials by the Charpy (simple-beam) test and the Izod (cantilever-beam) test. They give the requirements for: test specimens, test procedures, test reports, test machines (see Annex A1) verifying Charpy impact machines (see Annex A2), optional test specimen configurations (see Annex A3), precracking Charpy V-notch specimens (see Annex A4), designation of test specimen orientation (see Annex A5), and determining the percent of shear fracture on the surface of broken impact specimens (see Annex A6). In addition, information is provided on the significance of notched-bar impact testing (see Appendix X1), methods of measuring the center of strike (see Appendix X2), and the availability of Charpy V-notch verification specimens (see Appendix X3).

1.2 These test methods do not address the problems associated with impact testing at temperatures below -196°C (-320°F , 77°K).

1.3 The values stated in SI units are to be regarded as the standard. Inch-pound units are provided for information only.

1.4 *This standard does not purport to address all of the safety concerns, if any, associated with its use. It is the responsibility of the user of this standard to establish appropriate safety and health practices and determine the applicability of regulatory limitations prior to use.* Specific precautionary statements are given in Section 5.

2. Referenced Documents

2.1 ASTM Standards:

- E 177 Practice for Use of the Terms Precision and Bias in ASTM Test Methods²
- E 399 Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials³
- E 604 Test Method for Dynamic Tear Energy of Metallic Materials³
- E 691 Practice for Conducting an Interlaboratory Study to

¹ These test methods are under the jurisdiction of ASTM Committee E28 on Mechanical Testing and are the direct responsibility of Subcommittee E28.07 on Impact Testing.

Current edition approved Dec 10, 2001. Published February 2002. Originally published as E 23 – 33 T. Last previous edition E 23 – 01.

² Annual Book of ASTM Standards, Vol 14.02.

³ Annual Book of ASTM Standards, Vol 03.01.

Determine the Precision of a Test Method²

E 1271 Practice for Qualifying Charpy Verification Specimens of Heat-treated Steel³

E 1313 Guide for Recommended Formats for Data Records Used in Computerization of Mechanical Test Data for Metals⁴

3. Summary of Test Method

3.1 The essential features of an impact test are: a suitable specimen (specimens of several different types are recognized), an anvil and specimen support assembly on which the test specimen is placed to receive the blow of the moving mass, a moving mass that has sufficient energy to break the specimen placed in its path, and a device for measuring the energy absorbed by the broken specimen.

4. Significance and Use

4.1 These test methods of impact testing relate specifically to the behavior of metal when subjected to a single application of a force resulting in multi-axial stresses associated with a notch, coupled with high rates of loading and in some cases with high or low temperatures. For some materials and temperatures the results of impact tests on notched specimens, when correlated with service experience, have been found to predict the likelihood of brittle fracture accurately. Further information on significance appears in Appendix X1.

5. Precautions in Operation of Machine

5.1 Safety precautions should be taken to protect personnel from the swinging pendulum, flying broken specimens, and hazards associated with specimen warming and cooling media.

6. Apparatus

6.1 General Requirements:

6.1.1 The testing machine shall be a pendulum type of rigid construction.

6.1.2 The testing machine shall be designed and built to conform with the requirements given in Annex A1.

6.2 Inspection and Verification

6.2.1 Inspection procedures to verify impact machines directly are provided in A2.2 and A2.3. The items listed in A2.2

⁴ Annual Book of ASTM Standards, Vol 14.01.

must be inspected annually.

6.2.2 The procedures to verify Charpy V-notch machines indirectly, using verification specimens, are given in A2.4. Charpy impact machines must be verified annually.

7. Test Specimens

7.1 Configuration and Orientation:

7.1.1 Specimens shall be taken from the material as specified by the applicable specification. Specimen orientation should be designated according to the terminology given in Annex A5.

7.1.2 The type of specimen chosen depends largely upon the characteristics of the material to be tested. A given specimen may not be equally satisfactory for soft nonferrous metals and hardened steels; therefore, many types of specimens are recognized. In general, sharper and deeper notches are required to distinguish differences in very ductile materials or when using low testing velocities.

7.1.3 The specimens shown in Figs. 1 and 2 are those most widely used and most generally satisfactory. They are particularly suitable for ferrous metals, excepting cast iron.⁵

7.1.4 The specimen commonly found suitable for die-cast alloys is shown in Fig. 3.

7.1.5 The specimens commonly found suitable for powdered metals (P/M) are shown in Figs. 4 and 5. The specimen surface may be in the as-produced condition or smoothly machined, but polishing has proven generally unnecessary. Unnotched specimens are used with P/M materials. In P/M materials, the impact test results are affected by specimen orientation. Therefore, unless otherwise specified, the position of the specimen in the machine shall be such that the pendulum will strike a surface that is parallel to the compacting direction.

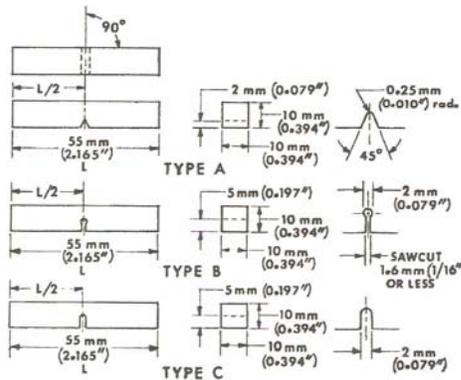
7.1.6 Sub-size and supplementary specimen recommendations are given in Annex A3.

7.2 Specimen Machining:

7.2.1 When heat-treated materials are being evaluated, the specimen shall be finish machined, including notching, after the final heat treatment, unless it can be demonstrated that the impact properties of specimens machined before heat treatment are identical to those machined after heat treatment.

7.2.2 Notches shall be smoothly machined but polishing has proven generally unnecessary. However, since variations in notch dimensions will seriously affect the results of the tests, adhering to the tolerances given in Fig. 1 is necessary (Appendix X1.2 illustrates the effects from varying notch dimensions on Type A specimens). In keyhole specimens, the round hole shall be carefully drilled with a slow feed rate. The slot may be cut by any feasible method, but care must be exercised in cutting the slot to ensure that the surface of the drilled hole

⁵ Report of Subcommittee XV on Impact Testing of Committee A-3 on Cast Iron, Proceedings, ASTM, Vol 33 Part 1, 1933.



NOTE 1—Permissible variations shall be as follows:

Notch length to edge	90 ± 2°
Adjacent sides shall be at	90° ± 10 min
Cross-section dimensions	± 0.075 mm (± 0.003 in.)
Length of specimen (L)	+0, -2.5 mm (+0, -0.100 in.)
Centering of notch (L/2)	± 1 mm (± 0.039 in.)
Angle of notch	± 1°
Radius of notch	± 0.025 mm (± 0.001 in.)
Notch depth:	
Type A specimen	± 0.025 mm (± 0.001 in.)
Types B and C specimen	± 0.075 mm (± 0.003 in.)
Finish requirements	2 μm (63 μin.) on notched surface and opposite face; 4 μm (125 μin.) on other two surfaces

FIG. 1 Charpy (Simple-Beam) Impact Test Specimens, Types A, B, and C

that low-energy high-strength specimens will not rebound off this device into the pendulum and cause erroneously high recorded values. Many such devices are permanent fixtures of machines, and if the clearance between the end of a specimen in test position and the centering device is not approximately 13 mm (0.5 in.), the broken specimens may rebound into the pendulum.

8.3.3 To conduct the test, prepare the machine by raising the pendulum to the latched position, set the energy indicator at the maximum scale reading, or initialize the digital display, or both, position the specimen on the anvils, and release the pendulum. If a liquid bath or gas medium is being used for thermal conditioning, perform the following sequence in less than 5 s (for standard $10 \times 10 \times 55$ mm specimens, see 8.2.4). Remove the test specimen from its cooling (or heating) medium with centering tongs that have been temperature conditioned with the test specimen, place the specimen in the test position, and, release the pendulum smoothly. If a test specimen has been removed from the temperature conditioning bath and it is questionable that the test can be conducted within the 5 s time frame, return the specimen to the bath for the time required in 8.2 before testing.

8.3.3.1 If a fractured impact specimen does not separate into two pieces, report it as unbroken. Unbroken specimens with absorbed energies of less than 80 % of the machine capacity may be averaged with values from broken specimens. If the individual values are not listed, report the percent of unbroken specimens with the average. If the absorbed energy exceeds 80 % of the machine capacity and the specimen passes completely between the anvils, report the value as approximate (see 10.1) and not averaged with the others. If an unbroken specimen does not pass between the machine anvils, the result will be reported as exceeding the machine capacity. A specimen shall never be struck more than once.

8.3.3.2 If a specimen jams in the machine, disregard the results and check the machine thoroughly for damage or maladjustment, which would affect its calibration.

8.3.3.3 To prevent recording an erroneous value, caused by jarring the indicator when locking the pendulum in its upright ("ready") position, read the value for each test from the indicator prior to locking the pendulum for the next test.

8.4 Izod Test Procedure:

8.4.1 The Izod test procedure may be summarized as follows: the test specimen is positioned in the specimen-holding fixture and the pendulum is released without vibration. Information is obtained from the machine and from the broken specimen. The details are described as follows:

8.4.2 Testing at temperatures other than room temperature is difficult because the specimen-holding fixture for Izod specimens is often part of the base of the machine and cannot be readily cooled (or heated). Consequently, Izod testing is not recommended at other than room temperature.

8.4.3 Clamp the specimen firmly in the support vise so that the centerline of the notch is in the plane of the top of the vise within 0.125 mm (0.005 in.). Set the energy indicator at the maximum scale reading, and release the pendulum smoothly. Sections 8.3.3.1-8.3.3.3 inclusively, also apply when testing Izod specimens.

9. Information Obtainable from Impact Tests

9.1 The absorbed energy shall be taken as the difference between the energy in the striking member at the instant of impact with the specimen and the energy remaining after breaking the specimen. This value is determined by the machine's scale reading which has been corrected for windage and friction losses.

NOTE 6—Alternative means for energy measurement are acceptable provided the accuracy of such methods can be demonstrated. Methods used in the past include optical encoders and strain gaged strikers.

9.2 Lateral expansion measurement methods must take into account the fact that the fracture path seldom bisects the point of maximum expansion on both sides of a specimen. One half of a broken specimen may include the maximum expansion for both sides, one side only, or neither. Therefore, the expansion on each side of each specimen half must be measured relative to the plane defined by the undeformed portion on the side of the specimen, as shown in Fig. 7. For example, if A_1 is greater than A_2 , and A_3 is less than A_4 , then the lateral expansion is the sum of $A_1 + A_4$.

9.2.1 Before making any expansion measurements, it is essential that the two specimen halves are visually examined for burrs that may have formed during impact testing; if the burrs will influence the lateral expansion measurements, they must be removed (by rubbing on emery cloth or any other suitable method), making sure that the protrusions to be measured are not rubbed during the removal of the burr. Then, examine each fracture surface to ascertain that the protrusions have not been damaged by contacting an anvil, a machine mounting surface, etc. Lateral expansion shall not be measured on a specimen with this type of damage.

9.2.2 Lateral expansion shall not be reported for specimens that did not separate into two halves during the impact test, with one exception. The lateral expansion of an unbroken specimen can be reported if the following two conditions are met: the specimen can be separated by pushing the hinged halves together once and then pulling them apart without further fatiguing the specimen, and the lateral expansion measured for the unbroken specimen (prior to bending) is equal to or greater than that measured for the separated halves.



FIG. 7 Halves of Broken Charpy V-Notch Impact Specimen Illustrating the Measurement of Lateral Expansion, Dimensions A_1 , A_2 , A_3 , A_4 , and Original Width, Dimension W

9.2.3 Lateral expansion may be measured easily by using a gage like the one shown in Fig. 8 (assembly and details shown in Fig. 9). Using this type of gage the measurement is made with the following procedure: orient the specimen halves so that the compression sides are facing each another, take one half of the fractured specimen and press it against the anvil and dial gage plunger and record the reading, make a similar measurement on the other half (same side) of the fractured specimen and disregard the lower of the two values, do the same for the other side of the fractured specimen, report the sum of the maximum expansions for the 2 sides as the lateral expansion for the specimen.

9.3 The percentage of shear fracture on the fracture surfaces of impact specimens may be determined using a variety of methods. The acceptable methods are defined in Annex A6. For each method, the user must distinguish between regions formed by ductile stable crack growth mechanisms, and regions formed by brittle fast crack propagation (unstable crack growth mechanisms). The typical zones of fracture appearance are shown in Fig. 10, where the "flat fracture" region is the region in which unstable crack growth occurs on a microsecond time scale.

The percent shear area on the fracture surface of a Charpy impact specimen is typically calculated as the difference between the total fractured area and the area of flat fracture. The measurement methods described here provide estimates for the area of the macroscopically flat fracture region (directly or indirectly), but do not consider details of the fracture mode for this "flat" region of unstable fracture. The flat fracture region could be 100 percent cleavage, a mixture of cleavage and ductile-dimple fracture morphologies, or other combinations of ductile-brittle fracture morphologies. Estimates of ductility within the unstable crack growth region are beyond the scope of these methods.

10. Report

10.1 Absorbed energy values above 80 % of the scale range

are inaccurate and shall be reported as approximate. Ideally an impact test would be conducted at a constant impact velocity. In a pendulum-type test, the velocity decreases as the fracture progresses. For specimens that have impact energies approaching 80 % of the capacity of the pendulum, the velocity of the pendulum decreases (to about 45 % of the initial velocity) during fracture to the point that accurate impact energies are no longer obtained.

10.2 For commercial acceptance testing, report the following information (for each specimen tested):

10.2.1 Specimen type (and size if not the full-size specimen),

10.2.2 Test temperature,

10.2.3 Absorbed energy, and

10.2.4 Any other contractual requirements.

10.3 For other than commercial acceptance testing the following information is often reported in addition to the information in 10.2:

10.3.1 Lateral expansion,

10.3.2 Unbroken specimens,

10.3.3 Fracture appearance (% shear, See Note A6.1),

10.3.4 Specimen orientation, and

10.3.5 Specimen location.

NOTE 7—A recommended format for computerization of notched bar impact test data is available in Practice E 1313.

11. Precision and Bias

11.1 An Interlaboratory study used CVN specimens of low energy and of high energy to find sources of variation in the CVN absorbed energy. Data from 29 laboratories were included with each laboratory testing one set of five specimens of each energy level. Except being limited to only two energy levels (by availability of reference specimens), Practice E 691 was followed for the design and analysis of the data, the details

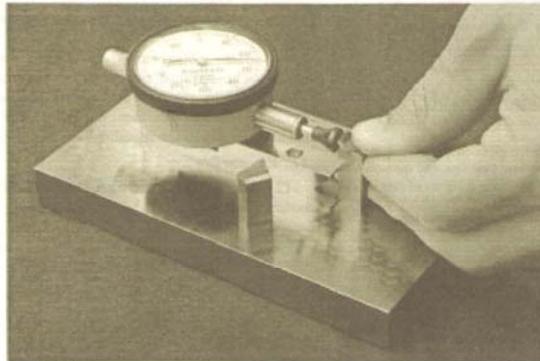


FIG. 8 Lateral Expansion Gage for Charpy Impact Specimens



Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products¹

This standard is issued under the fixed designation A 370; the number immediately following the designation indicates the year of original adoption or, in the case of revision, the year of last revision. A number in parentheses indicates the year of last reapproval. A superscript epsilon (ε) indicates an editorial change since the last revision or reapproval.

This standard has been approved for use by agencies of the Department of Defense. Consult the DoD Index of Specifications and Standards for the specific year of issue which has been adopted by the Department of Defense.

1. Scope

1.1 These test methods² cover procedures and definitions for the mechanical testing of wrought and cast steel products. The various mechanical tests herein described are used to determine properties required in the product specifications. Variations in testing methods are to be avoided and standard methods of testing are to be followed to obtain reproducible and comparable results. In those cases where the testing requirements for certain products are unique or at variance with these general procedures, the product specification testing requirements shall control.

1.2 The following mechanical tests are described:

	Sections
Tension	5 to 13
Bend	14
Hardness	15
Brinell	16
Rockwell	17
Portable	18
Impact	19 to 28
Keywords	29

1.3 Annexes covering details peculiar to certain products are appended to these test methods as follows:

	Annex
Bar Products	1
Tubular Products	2
Fasteners	3
Round Wire Products	4
Significance of Notched-Bar Impact Testing	5
Converting Percentage Elongation of Round Specimens to Equivalents for Flat Specimens	6
Testing Multi-Wire Strand	7
Rounding of Test Data	8
Methods for Testing Steel Reinforcing Bars	9
Procedure for Use and Control of Heat-Cycle Simulation	10

1.4 The values stated in inch-pound units are to be regarded as the standard.

1.5 When this document is referenced in a metric product specification, the yield and tensile values may be determined in inch-pound (ksi) units then converted into SI (MPa) units. The elongation determined in inch-pound gage lengths of 2 or 8 in. may be reported in SI unit gage lengths of 50 or 200 mm, respectively, as applicable. Conversely, when this doc-

ument is referenced in an inch-pound product specification, the yield and tensile values may be determined in SI units then converted into inch-pound units. The elongation determined in SI unit gage lengths of 50 or 200 mm may be reported in inch-pound gage lengths of 2 or 8 in., respectively, as applicable.

1.6 Attention is directed to Practices A 880 and E 1595 when there may be a need for information on criteria for evaluation of testing laboratories.

1.7 This standard does not purport to address all of the safety concerns, if any, associated with its use. It is the responsibility of the user of this standard to establish appropriate safety and health practices and determine the applicability of regulatory limitations prior to use.

2. Referenced Documents

2.1 ASTM Standards:

- A 703/A 703M Specification for Steel Castings, General Requirements, for Pressure-Containing Parts³
- A 781/A 781M Specification for Castings, Steel and Alloy, Common Requirements, for General Industrial Use³
- A 833 Practice for Indentation Hardness of Metallic Materials by Comparison Hardness Testers⁴
- A 880 Practice for Criteria for Use in Evaluation of Testing Laboratories and Organizations for Examination and Inspection of Steel, Stainless Steel, and Related Alloys⁵
- E 4 Practices for Force Verification of Testing Machines⁶
- E 6 Terminology Relating to Methods of Mechanical Testing⁶
- E 8 Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials⁶
- E 8M Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [Metric]⁶
- E 10 Test Method for Brinell Hardness of Metallic Materials⁶
- E 18 Test Methods for Rockwell Hardness and Rockwell Superficial Hardness of Metallic Materials⁶
- E 23 Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials⁶
- E 29 Practice for Using Significant Digits in Test Data to Determine Conformance with Specifications⁷

¹ These test methods and definitions are under the jurisdiction of ASTM Committee A-1 on Steel, Stainless Steel and Related Alloys and are the direct responsibility of Subcommittee A01.13 on Mechanical and Chemical Testing and Processing Methods of Steel Products and Processes.

Current edition approved Jan. 10 and March 10, 1997. Published November 1997. Originally published as A 370 - 53 T. Last previous edition A 370 - 96.

² For ASME Boiler and Pressure Vessel Code applications see related Specification SA-370 in Section II of that Code.

³ Annual Book of ASTM Standards, Vol 01.02.

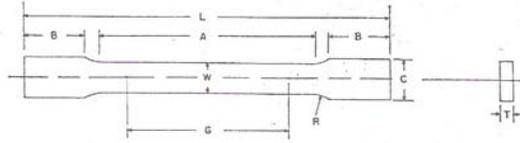
⁴ Annual Book of ASTM Standards, Vol 01.05.

⁵ Annual Book of ASTM Standards, Vol 01.03.

⁶ Annual Book of ASTM Standards, Vol 03.01.

⁷ Annual Book of ASTM Standards, Vol 14.02.

A 370



DIMENSIONS

	Standard Specimens				Subsize Specimen	
	Plate-Type, 1½-in. Wide		Sheet-Type, ½-in. Wide		¼-in. Wide	
	in.	mm	in.	mm	in.	mm
G—Gage length (Notes 1 and 2)	8.00 ± 0.01	200 ± 0.25	2.000 ± 0.005	50.0 ± 0.10	1.000 ± 0.003	25.0 ± 0.08
W—Width (Notes 3, 5, and 6)	1½ ± ¼	40 ± 3	0.500 ± 0.010	12.5 ± 0.25	0.250 ± 0.002	6.25 ± 0.05
T—Thickness (Note 7)			thickness of material			
R—Radius of fillet, min (Note 4)	½	13	½	13	¼	6
L—Over-all length, min (Notes 2 and 8)	18	450	8	200	4	100
A—Length of reduced section, min	9	225	2¼	60	1¼	32
B—Length of grip section, min (Note 9)	3	75	2	50	1¼	32
C—Width of grip section, approximate (Notes 4, 10, and 11)	2	50	¾	20	¾	10

NOTE 1—For the 1½-in. (40-mm) wide specimen, punch marks for measuring elongation after fracture shall be made on the flat or on the edge of the specimen and within the reduced section. Either a set of nine or more punch marks 1 in. (25 mm) apart, or one or more pairs of punch marks 8 in. (200 mm) apart may be used.

NOTE 2—For the ½-in. (12.5-mm) wide specimen, gage marks for measuring the elongation after fracture shall be made on the ½-inch (12.5-mm) face or on the edge of the specimen and within the reduced section. Either a set of three or more marks 1.0 in. (25 mm) apart or one or more pairs of marks 2 in. (50 mm) apart may be used.

NOTE 3—For the three sizes of specimens, the ends of the reduced section shall not differ in width by more than 0.004, 0.002 or 0.001 in. (0.10, 0.05 or 0.025 mm), respectively. Also, there may be a gradual decrease in width from the ends to the center, but the width at either end shall not be more than 0.015 in., 0.005 in., or 0.003 in. (0.40, 0.10 or 0.08 mm), respectively, larger than the width at the center.

NOTE 4—For each specimen type, the radii of all fillets shall be equal to each other with a tolerance of 0.05 in. (1.25 mm), and the centers of curvature of the two fillets at a particular end shall be located across from each other (on a line perpendicular to the centerline) within a tolerance of 0.10 in. (2.5 mm).

NOTE 5—For each of the three sizes of specimens, narrower widths (W and C) may be used when necessary. In such cases the width of the reduced section should be as large as the width of the material being tested permits; however, unless stated specifically, the requirements for elongation in a product specification shall not apply when these narrower specimens are used. If the width of the material is less than W, the sides may be parallel throughout the length of the specimen.

NOTE 6—The specimen may be modified by making the sides parallel throughout the length of the specimen, the width and tolerances being the same as those specified above. When necessary a narrower specimen may be used, in which case the width should be as great as the width of the material being tested permits. If the width is 1½ in. (38 mm) or less, the sides may be parallel throughout the length of the specimen.

NOTE 7—The dimension T is the thickness of the test specimen as provided for in the applicable material specifications. Minimum nominal thickness of 1½-in. (40-mm) wide specimens shall be ¼ in. (6 mm), except as permitted by the product specification. Maximum nominal thickness of ½-in. (12.5-mm) and ¼-in. (6-mm) wide specimens shall be ¼ in. (6 mm) and ¼ in. (6 mm), respectively.

NOTE 8—To aid in obtaining axial loading during testing of ¼-in. (6-mm) wide specimens, the over-all length should be as the material will permit.

NOTE 9—It is desirable, if possible, to make the length of the grip section large enough to allow the specimen to extend into the grips a distance equal to two thirds or more of the length of the grips. If the thickness of ½-in. (13-mm) wide specimens is over ¼ in. (10 mm), longer grips and correspondingly longer grip sections of the specimen may be necessary to prevent failure in the grip section.

NOTE 10—For standard sheet-type specimens and subsize specimens the ends of the specimen shall be symmetrical with the center line of the reduced section within 0.01 and 0.005 in. (0.25 and 0.13 mm), respectively. However, for steel if the ends of the ½-in. (12.5-mm) wide specimen are symmetrical within 0.05 in. (1.0 mm) a specimen may be considered satisfactory for all but referee testing.

NOTE 11—For standard plate-type specimens the ends of the specimen shall be symmetrical with the center line of the reduced section within 0.25 in. (6.35 mm) except for referee testing in which case the ends of the specimen shall be symmetrical with the center line of the reduced section within 0.10 in. (2.5 mm).

FIG. 3 Rectangular Tension Test Specimens

24-jun-10 13:40		Muestra N=1				304 SS		
	Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
2	71,40	0,0240	0,4306	1,179	0,0235	0,0111	22,05	4,169
Avg	71,37	0,0243	0,4301	1,177	0,0308	0,0099	22,11	4,149
SD	0,0464	0,0004	0,0007	0,0030	0,0103	0,0017	0,0820	0,0289
	Mo	Cu	Ti	Nb	Co	V	W	
2	0,2795	0,2304	0,0020	0,0201	0,0193	0,0520	<0,000	
Avg	0,2737	0,2307	0,0023	0,0179	0,0186	0,0516	<0,000	
SD	0,0082	0,0004	0,0004	0,0031	0,0009	0,0005	0,0000	

Customer Id:



 A 959

TABLE 1 Continued

UNS ^a Designation	Name	Composition, % ^A									Other Elements
		Carbon	Manganese	Phos- phorous	Sulfur	Silicon	Chromium	Nickel	Molybdenum	Nitrogen	
S32109	321H	0.04-0.10	2.00	0.045	0.030	1.00	17.0-19.0	9.0-12.0			Ti 4x(C+N)- 0.70
S32615		0.07	2.00	0.045	0.030	4.8-6.0	16.5-19.5	19.0-22.0	0.30-1.50		Cu 1.50-2.50
S32654		0.020	2.0-4.0	0.030	0.005	0.50	24.0-25.0	21.0-23.0	7.0-8.0	0.45-0.55	Cu 0.30-0.60
S33228		0.04-0.08	1.00	0.020	0.015	0.30	26.0-28.0	31.0-33.0			Cb 0.8-1.0, Al 0.025, Ce 0.05-0.10
S34565		0.030	5.0-7.0	0.030	0.010	1.00	23.0-25.0	16.0-18.0	4.0-5.0	0.40-0.60	Cb 0.10
S34700	347	0.08	2.00	0.045	0.030	1.00	17.0-19.0	9.0-12.0			Cb 10xC-1.10
S34709	347H	0.04-0.10	2.00	0.045	0.030	1.00	17.0-19.0	9.0-12.0			Cb 8xC-1.10
S34800	348	0.08	2.00	0.045	0.030	1.00	17.0-19.0	9.0-12.0			Cb+Ta-10xC- 1.10, Ta 0.10, Co 0.20
S34809	348H	0.04-0.10	2.00	0.045	0.030	1.00	17.0-19.0	9.0-12.0			Cb+Ta 8xC- 1.10, Ta 0.10, Co 0.20
S35315		0.04-0.08	2.00	0.040	0.030	1.20-2.00	24.0-26.0	34.0-36.0		0.12-0.18	Ce 0.03-0.08
S36100	XM-15	0.08	2.00	0.030	0.030	1.50-2.50	17.0-19.0	17.5-18.5			
S38400		0.04	2.00	0.045	0.030	1.00	15.0-17.0	17.0-19.0			
S66220	622	0.08	1.50	0.040	0.030	1.00	12.0-15.0	24.0-28.0	2.5-3.5		Cu 0.50, Ti 1.55-2.00, Al 0.35, B 0.001-0.010
S66286		0.08	2.00	0.040	0.030	1.00	13.5-16.0	24.0-27.0	1.00-1.50		Ti 1.90-2.35, Al 0.35, V 0.10-0.50, B 0.003-0.010
N08367		0.030	2.00	0.040	0.030	1.00	20.0-22.0	23.5-25.5	6.0-7.0	0.18-0.25	Cu 0.75
N08904		0.020	2.00	0.040	0.030	1.00	23.0-28.0	19.0-23.0	4.0-5.0	0.10	Cu 1.0-2.0
Austenite-Ferritic (Duplex) Grades											
S31100	XM-25	0.06	1.00	0.045	0.030	1.00	25.0-27.0	6.0-7.0			Ti 0.25
S31200		0.030	2.00	0.045	0.030	1.00	24.0-26.0	5.5-6.5	1.20-2.00	0.14-0.20	
S31260		0.030	1.00	0.030	0.030	0.75	24.0-26.0	5.5-7.5	2.5-3.5	0.10-0.30	Cu 0.20-0.80, W 0.10-0.50
S31500		0.030	1.20-2.00	0.030	0.030	1.40-2.00	18.0-19.0	4.3-5.2	2.50-3.00	0.05-0.10	
S31903		0.030	2.00	0.030	0.020	1.00	21.0-23.0	4.5-6.5	2.5-3.5	0.08-0.20	
S32304		0.030	2.50	0.040	0.030	1.00	21.5-24.5	3.0-5.5	0.05-0.60	0.05-0.20	Cu 0.05-0.60
S32550		0.04	1.50	0.040	0.030	1.00	24.0-27.0	4.5-6.5	2.9-3.9	0.10-0.25	Cu 1.50-2.50
S32750		0.030	1.20	0.035	0.020	0.80	24.0-26.0	6.0-8.0	3.0-5.0	0.24-0.32	Cu 0.50
S32760		0.030	1.00	0.030	0.010	1.00	24.0-26.0	6.0-8.0	3.0-4.0	0.20-0.30	Cu 0.50-1.00, W 0.50-1.00, %Cr+3.3x%Mo +16x%N=40
S32900	329	0.08	1.00	0.040	0.030	0.75	23.0-28.0	2.5-5.0	1.00-2.00		
S32950		0.030	2.00	0.035	0.010	0.60	26.0-29.0	3.5-5.2	1.00-2.50	0.15-0.35	
S39277		0.025	0.80	0.025	0.002	0.80	24.0-26.0	6.5-8.0	3.0-4.0	0.23-0.33	Cu 1.2-2.0, W 0.8-1.2
Ferritic Grades											
S18200	XM-34	0.08	2.50	0.040	0.15 min	1.00	17.5-19.5		1.50-2.50		Ti
S18235		0.025	0.50	0.040	0.15-0.35	1.00	17.5-18.5	1.00	2.00-2.50	0.025	0.030-1.00, C+N 0.035
S40500	405	0.08	1.00	0.040	0.030	1.00	11.5-14.5	0.50			Al 0.10-0.30
S40800		0.08	1.00	0.045	0.045	1.00	11.5-13.0	0.80			Ti 12xC-1.10
S40900	409	0.08	1.00	0.045	0.030	1.00	10.5-11.7	0.50			Ti 6xC-0.75
S40940	409Cb	0.06	1.00	0.045	0.040	1.00	10.5-11.7	0.50			Cb 10xC-0.75
S40945		0.030	1.00	0.040	0.030	1.00	10.5-11.7	0.50		0.030	Cb 0.18-0.40, Ti 0.05-0.20
S41045		0.030	1.00	0.040	0.030	1.00	12.0-13.0	0.50		0.030	Cb 9x(C+N)- 0.60
S41050		0.04	1.00	0.045	0.030	1.00	10.5-12.5	0.60-1.10		0.10	
S41603		0.08	1.25	0.06	0.15 min	1.00	12.0-14.0				
S42900	429	0.12	1.00	0.040	0.030	1.00	14.0-16.0				
S43000	430	0.12	1.00	0.040	0.030	1.00	16.0-18.0				
S43020	430F	0.12	1.25	0.06	0.15 min	1.00	16.0-18.0				
S43023	430FSe	0.12	1.25	0.06	0.06	1.00	16.0-18.0				Se 0.15 min