

ANÁLISIS DEL COMPORTAMIENTO A FATIGA EN FLEXIÓN ROTATIVA DEL ACERO
SAE 4140 CON DIFERENTES TEMPERATURAS DE REVENIDO EN AGUA MARINA



BRAYAN DAGO VALENCIA GIRÓN

Director:

John Jairo Coronado Marín, PhD.

Codirector:

Sara Aida Rodríguez Pulecio, PhD.

UNIVERSIDAD DEL VALLE
FACULTADA DE INGENIERÍA
ESCUELA DE INGENIERÍA MECÁNICA
PROGRAMA ACADÉMICO DE INGENIERÍA MECÁNICA
SANTIAGO DE CALI
2015

ANÁLISIS DEL COMPORTAMIENTO A FATIGA EN FLEXIÓN ROTATIVA DEL ACERO
SAE 4140 CON DIFERENTES TEMPERATURAS DE REVENIDO EN AGUA MARINA



BRAYAN DAGO VALENCIA GIRÓN

Proyecto de grado para optar al título de Ingeniero Mecánico

Director

John Jairo Coronado Marín, PhD.

Co-director

Sara Aida Rodríguez Pulecio, PhD.

UNIVERSIDAD DEL VALLE
FACULTADA DE INGENIERÍA
ESCUELA DE INGENIERÍA MECÁNICA
PROGRAMA ACADÉMICO DE INGENIERÍA MECÁNICA
SANTIAGO DE CALI
2015

Nota de aceptación:

Aprobado por el comité de trabajo de grado en cumplimiento de los requisitos exigidos por la Escuela de Ingeniería Mecánica de la Universidad del Valle, para optar el título de Ingeniero Mecánico.

JOHN JAIRO CORONADO MARÍN.
Director del Proyecto

SARA AIDA RODRIGUEZ PULECIO.
Co-Director del Proyecto

Santiago de Cali, Febrero 27 de 2015.

DEDICATORIAS

A Dios primero que todo por darme salud y vida, primordiales para poder cumplir mis metas.

A mi santa madre Gina Girón por ser la razón de mí existir, mi motivo de felicidad y por estar siempre a nuestro lado a pesar de las adversidades.

A mi padre Dagoberto Valencia por su apoyo incondicional tanto sentimental como económico.

A mi hermano Mauricio Valencia por brindarme afecto a su manera.

A mi novia Verónica Nery por brindarme sus más lindos sentimientos, por convertirse en el motor de mi vida y por darme los mejores consejos en los momentos más oportunos.

Gracias a todos ustedes, todo lo que hago es para poder brindarles un mejor futuro, los amo.

AGRADECIMIENTOS

A Dios por darme entre tantas cosas tranquilidad y fortaleza en los tiempos difíciles.

A mí adorada Universidad del Valle, por ser la cuna de mi formación personal y profesional.

Al Grupo de Investigación en Fatiga y Superficies (GIFS), por abrirme las puertas y permitirme trabajar en este proyecto.

A mis directores del proyecto de grado, John Jairo Coronado Marín y Sara Aida Rodríguez Pulecio por ser mis guías.

A todo el personal del taller de máquinas y herramientas del edificio 345 ubicado en la Universidad del Valle por su alta calidad en el servicio y amabilidad.

A todos mis compañeros que aportaron sus valiosos comentarios y sugerencias para este proyecto.

Muchas gracias.

I. Contenido

	Pág.
AGRADECIMIENTOS	5
2. LISTA DE TABLAS	9
4. LISTA DE FIGURAS.....	11
5. LISTA DE ECUACIONES	13
6. LISTA DE GRÁFICAS.....	14
7. RESUMEN	15
8. INTRODUCCIÓN	16
9. OBJETIVOS	18
9.1. OBJETIVO GENERAL.....	18
9.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....	18
10. MARCO TEÓRICO.....	19
10.1. FATIGA	19
10.1.1. Nucleación y crecimiento de grietas por fatiga.....	21
10.1.2. Ensayo de fatiga.....	23
10.2. CORROSIÓN	24
10.2.1. Potencial de corrosión	24
10.2.2. Fatiga con corrosión.....	26
10.3. TEMPLE Y REVENIDO.....	27
10.3.1. Temple.....	27
10.3.2. Revenido	28
10.4. MICROESTRUCTURA TÍPICA DEL ACERO SAE 4140 TEMPLADO Y REVENIDO A DIFERENTES TEMPERATURAS.....	30
10.5. ANTECEDENTES Y ESTADO DEL ARTE.....	33
11. MATERIALES Y MÉTODOS	36
11.1. MATERIAL	36
11.1.1. Propiedades mecánicas del acero SAE 4140.....	36
11.1.2. Composición química.....	37
11.2. PROBETAS DE ENSAYO	37

11.3.	TAMAÑO DE MUESTRA.....	38
11.4.	TRATAMIENTOS TÉRMICOS.....	40
11.4.1.	Tratamiento de temple.....	41
11.4.2.	Tratamiento de revenido..	41
11.4.3.	Tratamiento de recocido.....	42
11.5.	ENSAYO DE DUREZA.....	43
11.6.	ENSAYO DE TENSIÓN.....	43
11.7.	PULIDO DE PROBETAS Y TOMA DE RUGOSIDAD.....	44
11.8.	MÁQUINA DE ENSAYOS DE FATIGA EN FLEXIÓN ROTATIVA.....	46
11.8.1.	Descripción de la máquina de fatiga.	46
11.9.	ENSAYOS DE FATIGA	47
11.10.	METODOLOGÍA USADA EN EL ENSAYO DE FATIGA	50
11.11.	DISEÑO E IMPLEMENTACIÓN DE LA METODOLOGÍA PARA LA IDENTIFICACIÓN DE GRIETA EN EL ENSAYO DE FATIGA	51
11.12.	METALOGRAFÍAS	54
11.13.	MEDICIÓN DEL POTENCIAL DE CORROSIÓN	54
11.14.	INSPECCIÓN DE LAS SUPERFICIES DE FRACTURA	55
12.	RESULTADOS Y DISCUSIÓN.....	55
12.1.	ENSAYO DE DUREZA.....	55
12.2.	ENSAYO DE TENSIÓN.....	56
12.3.	MEDICIÓN DE RUGOSIDAD	56
12.4.	ENSAYOS DE FATIGA CON CORROSIÓN	57
12.4.1.	Ensayos probetas revenidas a 200°C.....	57
12.4.2.	Ensayos probetas revenidas a 400°C.....	61
12.4.3.	Ensayos probetas revenidas a 600°C.....	65
12.5.	IDENTIFICACIÓN DE GRIETAS EN EL ENSAYO DE FATIGA	71
12.5.1.	Identificación de grietas probetas revenidas a 200°C.....	72
12.5.2.	Identificación de grietas probetas revenidas a 400°C.....	73
12.5.3.	Identificación de grietas probetas revenidas a 600°C.....	74
12.5.4.	Comparación entre los ciclos de nucleación de grieta con los ciclos de fractura del acero SAE 4140..	75

12.6.	MEDICIÓN POTENCIAL DE CORROSIÓN.....	77
12.7.	METALOGRAFIAS.....	78
12.7.1.	Micrografía del acero SAE 4140 revenido a 200°C.	78
12.7.2.	Micrografía del acero SAE 4140 revenido a 400°C.	79
12.7.3.	Micrografía del acero SAE 4140 revenido a 600°C.	80
12.8.	ANÁLISIS DE FRACTOGRAFÍA	82
12.8.1.	Inspección de la superficie de fractura del material revenido a 200°C. ...	82
12.8.2.	Inspección de la superficie de fractura del material revenido a 400°C.. ..	83
12.8.3.	Inspección de la superficie de fractura del material revenido a 600°C. ...	84
13.	CONCLUSIONES.....	90
14.	RECOMENDACIONES.....	92
15.	REFERENCIAS	93

2. LISTA DE TABLAS

	Pág.
Tabla 1. Durezas típicas del acero SAE 4140 después del revenido.....	29
Tabla 2. Valores de durezas de las probetas.....	31
Tabla 3. Propiedades mecánicas del acero SAE 4140.	36
Tabla 4. Porcentaje de elementos químicos del acero SAE 4140 usado en los ensayos de tensión y fatiga.	37
Tabla 5. Coeficientes de variación esperados para tres porcentajes del esfuerzo.	38
Tabla 6. Total de probetas para cada nivel de esfuerzos.....	40
Tabla 7. Numeración de probetas para ensayos preliminares.....	51
Tabla 8. Comparación de las durezas para las distintas temperaturas de revenido.	56
Tabla 9. Resultados preliminares de los ensayos de fatiga en agua marina de probetas revenidas a 200°C.	57
Tabla 10. Resultados estadísticos preliminares de probetas revenidas a 200°C .	58
Tabla 11. Resultados ensayos fatiga, probetas revenidas a 200°C.....	58
Tabla 12. Resultados preliminares de los ensayos de fatiga en agua marina de probetas revenidas a 400°C.	61
Tabla 13. Resultados estadísticos preliminares de probetas revenidas a 400°C .	62
Tabla 14. Resultados ensayos fatiga, probetas revenidas a 400°C.....	62
Tabla 15. Resultados preliminares de los ensayos de fatiga en agua marina de probetas revenidas a 600°C.	65
Tabla 16. Resultados estadísticos preliminares de probetas revenidas a 600°C .	66
Tabla 17. Resultados ensayos fatiga, probetas revenidas a 600°C.....	66
Tabla 18. Resultados de las identificaciones de grietas en el ensayo de fatiga en agua marina de probetas revenidas a 200°C.	73
Tabla 19. Resultados de las identificaciones de grietas en el ensayo de fatiga en agua marina de probetas revenidas a 400°C.	73
Tabla 20. Resultados de las identificaciones de grietas en el ensayo de fatiga en agua marina de probetas revenidas a 600°C.	74
Tabla 21. Parámetros calculados a partir de las curvas de polarización Tafel para probetas revenidas a 200°C, 400°C y 600°C.	78

3. LISTA DE CUADROS

	Pág.
Cuadro 1. Resultados de los ensayos de tensión para cada condición de tratamiento térmico.	56
Cuadro 2. Rugosidad de las probetas.	57
Cuadro 3. Validación de los resultados de los ensayos de fatiga con corrosión de las probetas revenidas a 200°C	59
Cuadro 4. Validación de los resultados de los ensayos de fatiga con corrosión de las probetas revenidas a 400°C	63
Cuadro 5. Validación de los resultados de los ensayos de fatiga con corrosión de las probetas revenidas a 600°C	67
Cuadro 6. Propiedades mecánicas y fatiga del acero SAE 4140 tratado térmicamente.	69

4. LISTA DE FIGURAS

	Pág.
Figura 1. Diagrama S – N o de vida- resistencia de Wöhler.	20
Figura 2. Mecanismos que conducen a grietas por fatiga: a) Proceso de formación de una grieta en la superficie del material. b) Extrusiones e intrusiones producidas por cargas cíclicas previas a la nucleación de la grieta.	21
Figura 3. Etapas de inicio, propagación y rotura de una grieta de fatiga.	22
Figura 4. Esquema de máquina para el ensayo a fatiga en flexión rotativa.	23
Figura 5. Curva potenciodinámica Tafel.	25
Figura 6. Curva S-N del comportamiento a fatiga de un acero bajo diferentes condiciones ambientales.	26
Figura 7. Curva de transformación para el acero SAE 4140.	28
Figura 8. Dureza y tenacidad de la barra muescada de acero 4140 después de revenir durante una hora a diferentes temperaturas.	29
Figura 9. Microestructuras típicas del acero SAE 4140 templado y revenido a distintas temperaturas.	32
Figura 10. Probeta normalizada para el ensayo a tensión (Dimensiones en milímetros).	37
Figura 11. Probeta normalizada para el ensayo a fatiga en flexión rotativa (Dimensiones en milímetros).	38
Figura 12. Gráfica para la determinación de la cantidad de probetas.	39
Figura 13. Probetas de fatiga tratadas térmicamente.	42
Figura 14. Probetas roscadas de tensión.	44
Figura 15. Valor de rugosidad obtenido en el extremo de una probeta revenida a 600°C.	45
Figura 16. Partes básicas máquina de fatiga a flexión rotativa.	46
Figura 17. Montaje para ensayos de fatiga en un medio corrosivo.	48
Figura 18. Superficie libre de suciedad previa al análisis de tintas.	52
Figura 19. Aplicación de la tinta penetrante.	52
Figura 20. Aplicación del líquido revelador.	52
Figura 21. Identificación de grieta en el ensayo de fatiga con corrosión.	72
Figura 22. Microestructura de probetas revenidas a 200°C.	79
Figura 23. Microestructura de probetas revenidas a 400°C.	79
Figura 24. Microestructura de probetas revenidas a 600°C.	80

Figura 25. Superficie de fractura de probeta ensayada al 80% del esfuerzo último.
.....82

Figura 26. Superficie de falla de probeta ensayada al 80% del esfuerzo último. ...83

Figura 27. Superficie de falla de probeta ensayada al 80% del esfuerzo último ...84

Figura 28. Comparación entre las superficies de fracturas revenidas a 200°C85

Figura 29. Comparación entre las superficies de fractura revenidas a 400°C. ...85

Figura 30. Comparación entre las superficies de fractura revenidas a 600°C.86

5. LISTA DE ECUACIONES

	Pág.
Ecuación 1. Peso a aplicar en la máquina de fatiga.	49
Ecuación 2. Linealización de la curva S-N del acero SAE 4140 revenido a 200°C.	61
Ecuación 3. Linealización de la curva S-N del acero SAE 4140 revenido a 400°C.	64
Ecuación 4. Linealización de la curva S-N del acero SAE 4140 revenido a 600°C.	68

6. LISTA DE GRÁFICAS

	Pág.
Gráfica 1. Curva S-N acero SAE 4140 revenido a 200°C con un nivel de confianza del 90% y un porcentaje de error del 5%.	60
Gráfica 2. Curva S-N acero SAE 4140 revenido a 400°C con un nivel de confianza del 90% y un porcentaje de error del 5%.	64
Gráfica 3. Curva S-N acero SAE 4140 revenido a 600°C con un nivel de confianza del 90% y un porcentaje de error del 5%.	68
Gráfica 4. Comparación entre las durezas para diferentes temperaturas de revenido.....	70
Gráfica 5. Comparación entre el esfuerzo último y la resistencia a la fatiga para diferentes temperaturas de revenido.	70
Gráfica 6. Comparación entre las curvas S-N para el acero SAE 4140 revenido a 200°C, 400°C y 600°C.	71
Gráfica 7. Curvas S-N de la comparación entre los ciclos de nucleación de grieta y los ciclos de fractura del acero SAE 4140.	76
Gráfica 8. Curvas de polarización Tafel de probetas revenidas a 200°C, 400°C y 600°C.	77

7. RESUMEN

Este trabajo se realizó con el propósito de determinar el comportamiento a fatiga, nucleación y crecimiento de grietas, del acero SAE 4140 usando el ensayo de fatiga en flexión rotativa en un ambiente corrosivo y analizar su relación con la microestructura y las propiedades mecánicas obtenidas por el revenido a diferentes temperaturas.

Se utilizaron probetas de fatiga mecanizadas bajo norma, se realizaron tratamientos térmicos de temple y revenido (200°C, 400°C y 600°C) a todas las probetas. Se realizaron los ensayos de fatiga en agua marina y se identificó el intervalo de la nucleación de grieta en el mismo ensayo, con los datos obtenidos se construyeron las gráficas S-N para fractura del acero y para nucleación de grieta. Se realizó la medición del potencial de corrosión para los tres materiales, se realizaron metalografías y se inspeccionaron las superficies de fractura de las probetas ensayadas en agua marina.

Se encontró que el acero SAE 4140 templado y revenido a 200°C presentó la mayor resistencia a la fatiga de 652,98 MPa. El método de identificación de grietas permitió identificar una nucleación temprana cuando la temperatura de revenido es de 600°C y una identificación tardía cuando la temperatura de revenido es de 200°C.

La velocidad de corrosión en agua marina fue mayor para el acero SAE 4140 revenido a 200°C comparado con el revenido a 400°C y 600°C, se observó que a medida que aumenta la temperatura de revenido disminuyó la velocidad de corrosión aunque se diferenciaron en solo un 5,5%.

Del análisis fractográfico se encontró que a medida que aumentó la temperatura de revenido para el acero SAE 4140 desde 200°C hasta 600°C el material presentó un aumento en la cantidad de sitios de iniciación de grietas por fatiga en contacto con agua marina.

Palabras clave: Fatiga, revenido, nucleación de grieta, gráfica S-N.

8. INTRODUCCIÓN

Las fallas por fatiga en los materiales metálicos se presentan cuando estos se encuentran sometidos a cargas que varían en el tiempo, la fatiga es uno de los muchos fenómenos que provocan fallas en los elementos de máquinas, representando el 80% de las fallas presentes en los sistemas mecánicos [1], también del 90% de las fallas en uniones soldadas [2] y dentro de los modos de fallas más comunes como por ejemplo la fractura frágil, la fatiga provoca el 50% de las fracturas frágiles en componentes mecánicos [3].

Se considera que un sistema o componente mecánico ha fallado cuando deja de cumplir la función para la cual fue diseñado [4]. Las fallas en los componentes mecánicos también se deben a deficiencias de diseño, materiales defectuosos, procesos erróneos de manufactura, instalaciones erróneas, anomalías en la vida útil, entre otras [5]. Una de las anomalías más frecuentes en la vida útil se presenta cuando el componente mecánico está expuesto a un ambiente distinto al cual fue diseñado, éste ambiente es corrosivo en la mayoría de los casos, generando pérdida progresiva de material debido a la corrosión y provocando la falla del componente.

Tanto la fatiga como la corrosión generan fallas por sí solos en los componentes mecánicos, la combinación de estos dos fenómenos provocan efectos aditivos, por lo tanto la sinergia entre fatiga y el medio corrosivo conlleva a una reducción del ciclo de vida en servicio del componente mecánico.

El diseño de un componente mecánico puede resultar resistente a la fatiga debido a las propiedades mecánicas del material seleccionado, pero es importante analizar experimental y teóricamente el comportamiento del componente mecánico en diferentes medios corrosivos dado que cada situación es única, al variar los materiales y los medios corrosivos se tiene un sin número de estudios posibles.

Debido a los defectos del material se pueden originar grietas en el componente mecánico estando en servicio, estas grietas pueden ser detectadas a tiempo utilizando técnicas de ensayos no destructivos. Al tener identificada la grieta se puede proceder en la mayoría de los casos a realizar las acciones correctivas necesarias, ya sea reemplazar el componente, reparación del mismo, reducción de cargas en el sistema o todo lo que sea necesario con el fin de evitar pérdida de

tiempo, disminución en la producción, deficiencias en el funcionamiento de la máquina, costos de operación, etc. [6].

Por tal razón, es de vital importancia el estudio del fenómeno de la fatiga y más aún cuando está combinada con otros fenómenos como el de corrosión, además resulta importante conocer su comportamiento frente a la nucleación y crecimiento de grietas.

El acero SAE 4140 es un acero al cromo – molibdeno de buena penetración de temple, sin fragilidad de revenido. Se utiliza en ejes, engranajes, cigüeñales, cilindros de motores, ejes traseros, etc. Las propiedades mecánicas obtenidas del acero SAE 4140 son inferiores a las obtenidas por el acero SAE 4140 tratado térmicamente con temple y revenido, por lo tanto generalmente no se utiliza sin tratamiento térmico [7,8].

A lo largo de los años se han realizado estudios del comportamiento a la fatiga de distintos aceros en distintas condiciones, algunos trabajos se han enfocado solo en el comportamiento de aceros a la fatiga, otros estudios se han centrado en evaluar el efecto del tratamiento térmico en el comportamiento a la fatiga y el efecto de ambientes corrosivos sobre el comportamiento a la fatiga de diferentes aceros y aleaciones. Sin embargo, a la fecha no se han reportado estudios de identificación de grieta en aceros tratados térmicamente usando el ensayo de fatiga a flexión rotativa en un medio corrosivo. Este proyecto tiene como objetivo caracterizar el comportamiento a fatiga, nucleación y crecimiento de grietas, del acero SAE 4140 usando el ensayo de fatiga en flexión rotativa en agua marina y su relación con la microestructura y las propiedades mecánicas obtenidas por el revenido a diferentes temperaturas (200°C, 400°C y 600°C).

El acero SAE 4140 no se recomienda utilizar sin tratamiento térmico, por lo tanto al realizar el tratamiento térmico típico (temple y revenido), resulta necesario analizar el comportamiento de éste frente al fenómeno de fatiga en un medio corrosivo y la nucleación de fisuras. Los resultados obtenidos podrán ser de gran importancia para determinar la temperatura de revenido que mejor comportamiento mecánico ofrece en agua marina al acero SAE 4140.

9. OBJETIVOS

9.1. OBJETIVO GENERAL

Caracterizar el comportamiento a fatiga, nucleación y crecimiento de grietas, del acero SAE 4140 usando el ensayo de fatiga en flexión rotativa en agua marina y su relación con la microestructura y las propiedades mecánicas obtenidas por el revenido a diferentes temperaturas (200°C, 400°C y 600°C).

9.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- ❖ Realizar tratamientos térmicos de temple y revenido del acero SAE 4140 con temperatura de revenido de 200°C, 400°C y 600°C.
- ❖ Caracterizar las propiedades mecánicas (tensión y dureza) del acero SAE 4140 a diferentes temperaturas de revenido.
- ❖ Diseñar e implementar un método para identificar nucleación de grieta en el ensayo de fatiga.
- ❖ Caracterizar las microestructuras del acero SAE 4140 a diferentes temperaturas de revenido.
- ❖ Medir el potencial de corrosión de los diferentes materiales en agua marina.
- ❖ Construir las curvas de esfuerzo-vida, para nucleación y fractura del acero SAE 4140 con diferentes temperaturas de revenido en contacto con el agua marina.
- ❖ Caracterizar las superficies de fractura identificando los mecanismos de fractura y correlacionarlos con la resistencia a la nucleación y propagación de fisuras por fatiga.

10. MARCO TEÓRICO

10.1. FATIGA

Para el proceso del estudio de los fenómenos relacionados con la fatiga se debe iniciar con definir los términos conceptuales como lo es el término de fatiga, una definición precisa la establece la norma ASTM E 1150-1987 [9], la cual define a la fatiga como: *“El proceso de cambio estructural permanente, progresivo y localizado que ocurre en un material sometido a condiciones que producen esfuerzos fluctuantes y tensiones en algún punto o puntos y que puede culminar en grietas o fracturas completas después de un número suficiente de fluctuaciones”*.

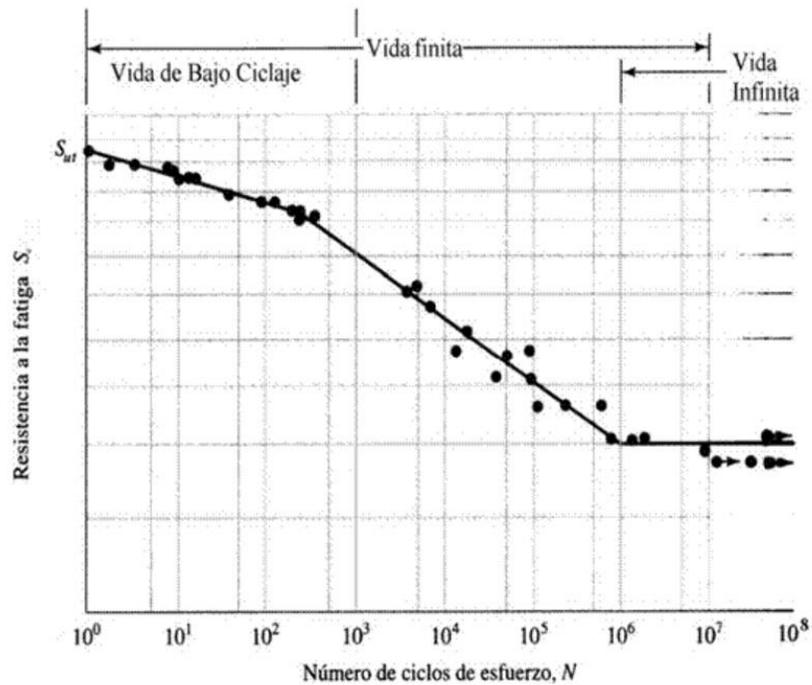
La fatiga se debe a un proceso en el que el daño microscópico inicia cuando se nuclea una grieta en un punto en el que la deformación plástica ha provocado daños al material debido generalmente a ser puntos de elevados esfuerzos, y a su vez estos son debidos a planos de deslizamiento continuo, inclusiones, porosidades o discontinuidades en el material. La grieta continúa creciendo a medida que aumentan los ciclos de carga, luego llega un crecimiento máximo en la que puede llegar a ser macroscópica, cuando el número de ciclos alcanza un valor determinado, el tamaño de la grieta es lo suficientemente grande y provoca la ruptura del material. En resumen, el proceso de fatiga comprende las siguientes etapas: (1) nucleación de la grieta, (2) corto crecimiento de la grieta, (3) largo crecimiento de la grieta y (4) fractura final [10].

En la antigüedad se fabricaban la mayoría de las estructuras en acero dúctil, las cuales soportaban cargas estáticas y no se sabía nada sobre cargas dinámicas. Con la llegada de las máquinas de vapor las cargas dinámicas empezaron a aparecer, los elementos de máquinas estaban sometidos a esfuerzos de compresión y tensión en un mismo punto alternadamente, los diseñadores no habían tenido problema en la selección del acero dúctil para estructuras, así que utilizaron este mismo material para los ejes del ferrocarril. Las fallas por fatiga se empezaron a observar en los años 1800, no se entendía porque el material fallaba después de poco tiempo de servicio y mucho menos que fallara de forma frágil siendo un material dúctil [11].

En Alemania durante los años 1850 y 1860 existió una de las personas a la que se le atribuye las primeras investigaciones científicas sobre las fallas por fatiga, conocido como el ingeniero August Wöhler, realizó ensayos sistemáticos de fatiga

durante un periodo de 12 años, utilizó diagramas de esfuerzo versus el número de ciclos o lo que se llama vida de la probeta, con estos diagramas encontró que la vida a fatiga de la probeta disminuía conforme aumentaba el número de ciclos, pero que al llegar estos ciclos a un valor determinado la probeta no fallaba y se volvía tolerable al esfuerzo aplicado a millones de ciclos. Con base a estos estudios Wöhler presentó el nuevo concepto de diagrama S-N (vida- esfuerzo) o diagrama de Wöhler (Figura 1) y el límite de resistencia a la fatiga para los aceros. Una de las conclusiones importantes sobre ese trabajo fue que en el estudio de la fatiga es más importante tener un intervalo de esfuerzos que tener un esfuerzo máximo [12].

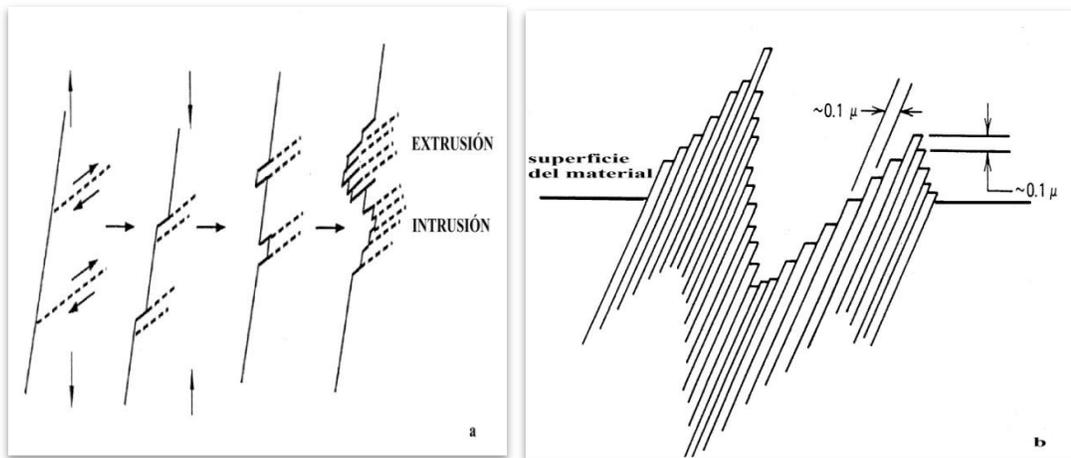
Figura 1. Diagrama S – N o de vida- resistencia de Wöhler.



Fuente: Piován, D.I.M.T. Teorías de fallas dinámicas, 2004.

10.1.1. Nucleación y crecimiento de grietas por fatiga. La grieta puede aparecer en cualquier punto del material pero generalmente aparece donde los esfuerzos son más elevados, donde hay una deformación plástica localizada, es decir donde los esfuerzos son más altos, como alrededor de los concentradores de esfuerzos y en la superficie exterior. Las cargas cíclicas generan en la superficie del material deslizamiento de los planos cristalográficos adyacentes y paralelos entre sí, los cuales provocan deformaciones plásticas localizadas lo que da lugar a la nucleación de una grieta. Los esfuerzos de compresión y tensión permiten que se formen intrusiones y extrusiones de los planos de forma continua como se muestra en la figura 2, previas al inicio de la grieta [13].

Figura 2. Mecanismos que conducen a grietas por fatiga: a) Proceso de formación de una grieta en la superficie del material. b) Extrusiones e intrusiones producidas por cargas cíclicas previas a la nucleación de la grieta.



Fuente: Ralph I Stephens, Ali Fatemi, Robert R Stephens, y Henry O Fuchs.

En la figura anterior se observa cómo se genera un concentrador de esfuerzos en la superficie cuando las bandas se introducen en el material.

En la figura 3, se muestran las tres etapas de una grieta en una barra de sección determinada y sometida a esfuerzos cíclicos de tensión.

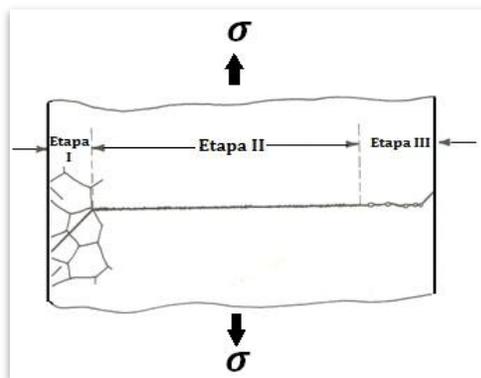
En la etapa I, inicia el daño por fatiga con la nucleación de grietas en las zonas de elevados esfuerzos, a nivel microscópico la grieta se une por fractura de deslizamiento de los planos cristalográficos debido a las intrusiones y extrusiones de éstos, la grieta se extiende desde la superficie hacia el centro del material a un

ángulo de 45° con respecto al eje del esfuerzo, la extensión de la grieta no va más allá de dos a cinco granos alrededor del origen.

En la etapa II, la grieta continúa su crecimiento cíclico progresivo, a través de los granos debido a una apertura y cierre en la punta de la grieta, la grieta se abre camino generalmente en dirección perpendicular al eje del esfuerzo. La propagación de la grieta en esta etapa dejará efectos visuales importantes en la superficie de fractura, uno a nivel macroscópico son las marcas de playa y otro a nivel microscópico son las estriaciones.

En la etapa III la grieta ha llegado a un tamaño crítico en una zona en la que la sección transversal ya no puede soportar la carga aplicada y se presenta la fractura final de forma frágil, dúctil o una combinación de las dos.

Figura 3. Etapas de inicio, propagación y rotura de una grieta de fatiga.

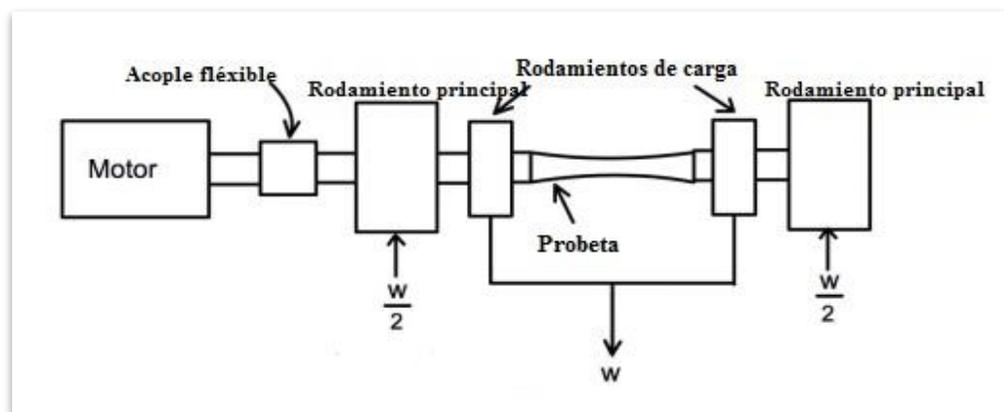


Fuente: James McCall and Peter Michael French, *Metallography in Failure Analysis*.

10.1.2. **Ensayo de fatiga.** Los ensayos de fatiga se usan para determinar la resistencia a la fatiga de un material, por medio de máquinas en las que dependiendo de la configuración le permite al material con forma de probeta estandarizada, experimentar el fenómeno de fatiga. La probeta gira constantemente a una frecuencia de giro determinada y a su vez está sometida a una carga que le genera una flexión por lo tanto un punto en la superficie experimenta un esfuerzo de tensión o de compresión dependiendo de la posición en que se encuentre. Suponiendo que el punto se encuentra a compresión y luego la probeta gira 90° ese punto no estará sometido a ningún esfuerzo, pero si en vez de girar 90° la probeta gira 180° entonces el esfuerzo pasará de compresión a tensión, lo que da lugar a que la probeta esté sometida a esfuerzos cíclicos con valores de esfuerzos máximos de tensión hasta esfuerzos máximos de compresión [14].

Existen diferentes tipos de máquinas para ensayos a fatiga según su configuración como por ejemplo: la máquina de flexión rotativa en voladizo, máquina rotativa en flexión pura, máquina de manivela excéntrica de flexión en voladizo, máquina de carga axial y la máquina que combina la torsión y la flexión. Para el desarrollo de este proyecto se utilizará una máquina con la configuración mostrada en la figura 4, conocida como máquina de carga de amplitud constante porque sin importa cuáles sean los cambios en las propiedades del material o del crecimiento de la grieta las amplitudes no van a cambiar. En este tipo de máquina la probeta experimenta un momento flector puro a lo largo de toda la misma [15].

Figura 4. Esquema de máquina para el ensayo a fatiga en flexión rotativa.



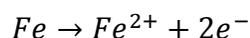
Fuente: Ralph I Stephens, Ali Fatemi, Robert R Stephens, and Henry O Fuchs.

10.2. CORROSIÓN

La corrosión es el deterioro de un material y sus propiedades debido a la reacción química o electroquímica entre el material y su entorno. Algunos elementos del material sufren una transformación de metal a no metal, por ejemplo el oxido en el acero se transforma de metal (hierro) a no metal (óxido) [16]. En la corrosión electroquímica la red del metal queda como iones debido a la oxidación de los átomos, creando un exceso de electrones en la superficie del metal. Consecuentemente se produce una reacción de reducción al crearse una transferencia del exceso de electrones a una especie activa en el electrolito. La reacción anódica es básicamente la reacción de corrosión y la región donde ocurre se denomina ánodo, las áreas donde ocurre la reacción catódica se denomina cátodos [17].

La característica más llamativa de la corrosión es la inmensa variedad de condiciones en las que se produce y el gran número de formas en que aparece. Los fundamentos de corrosión pueden variar sustancialmente al tratarse de corrosión en ambientes como soluciones acuosas, líquidos no acuosos y gases [18].

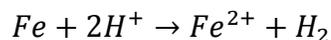
10.2.1. **Potencial de corrosión.** En cualquier proceso electroquímico, la velocidad de corrosión viene dada por la corriente de corrosión, aunque en muchos casos se refiera a ella en unidades de masa por unidad de área por unidad de tiempo. Para el acero, la reacción anódica es:



Consecuentemente una reacción catódica tiene que tener lugar para iniciar y mantener la corrosión metálica. Un ejemplo de reacción catódica es la reducción de protones.



La suma de ambas reacciones será la reacción de corrosión total.

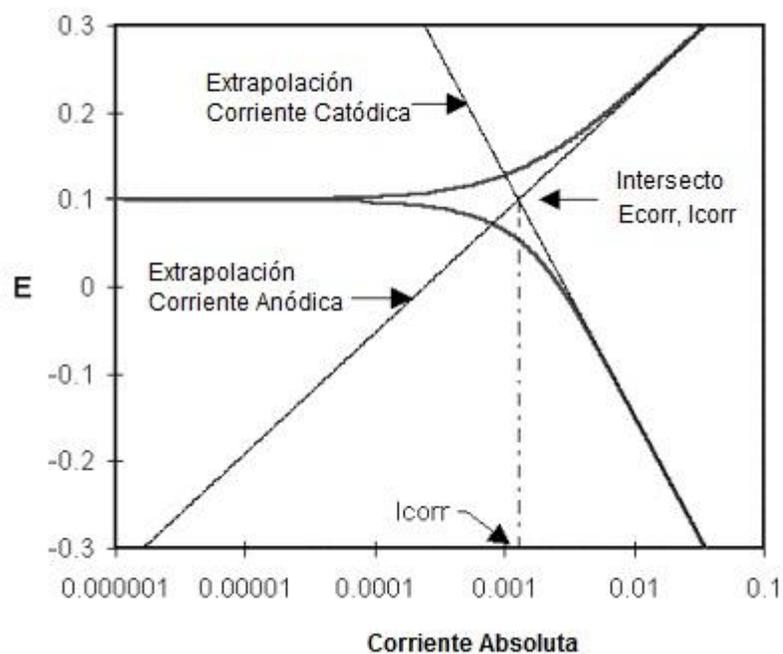


La reacción anódica y catódica dan lugar a corrientes llamadas anódica y catódica respectivamente y la corriente total suma de ambos procesos es proporcional a la velocidad de corrosión. La diferencia de potencial entre los puntos anódico y catódico puede ser virtualmente cero, por lo tanto el voltaje de la celda es cero, pero el metal pudo haber adquirido un potencial que se podría medir frente a un

electrodo de referencia externo. A ese potencial se le conoce como potencial de corrosión [19].

La corriente de corrosión se puede estimar según gráficas de potencial versus corriente (ver figura 5), se pueden simplificar mostrando solo la parte lineal, a esos diagramas se les llama curvas Tafel, por ser precisamente Tafel el primero que propuso este tipo de simplificación y son diagramas donde se presenta el potencial en función del logaritmo de la densidad de corriente neta o total. Con ese tipo de diagramas se puede calcular la intensidad de corrosión. La unidad utilizada para describir la velocidad de corrosión es MPY que significa milímetros de penetración por año [20].

Figura 5. Curva potenciodinámica Tafel.



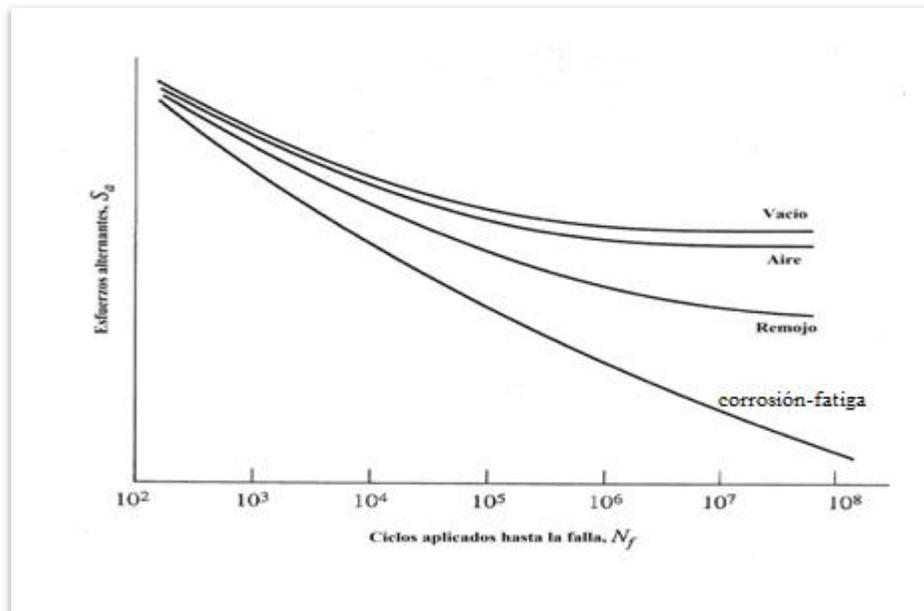
Fuente: Gamry Instruments, Basic of Electrochemical Corrosion Measurements.

En la figura 5, se observan rectas tangentes para cada curva de polarización, el punto donde se interceptan las rectas tangentes permite extrapolar dicho punto con el eje de corriente de corrosión.

10.2.2. **Fatiga con corrosión.** El fenómeno de fatiga con corrosión se presenta cuando existe la combinación de un medio corrosivo en un material sometido a esfuerzos que varían en el tiempo. El fenómeno de fatiga que aparece en el material es perjudicial y cuando está combinado con corrosión incrementa significativamente los riesgos de falla en el material, debido a que se acelera el inicio de grietas y se generan concentradores de esfuerzos en la superficie. Si el lugar donde falla el material estuviera expuesto solamente a fatiga o a corrosión no sería suficiente para provocar la fractura. Generalmente los mecanismos de falla que gobiernan esta combinación así como la formación de grietas resultan ser muy complejos [21,22].

El mecanismo básico de fatiga en ambientes corrosivos puede entenderse como una capa de óxido que se forma en la superficie, se creería que esta capa protegería el material de más corrosión pero la carga cíclica genera grietas localizadas que al separarse dejan expuesto el material sin corroer y se generan picaduras los cuales actúan como concentradores de esfuerzos [23]. En la figura 6 se muestra un diagrama S-N y se observa la disminución de la resistencia a la fatiga en los aceros sometidos a fatiga-corrosión comparados con otros ambientes.

Figura 6. Curva S-N del comportamiento a fatiga de un acero bajo diferentes condiciones ambientales.



Fuente: Ralph I Stephens, Ali Fatemi, Robert R Stephens, and Henry O Fuchs.

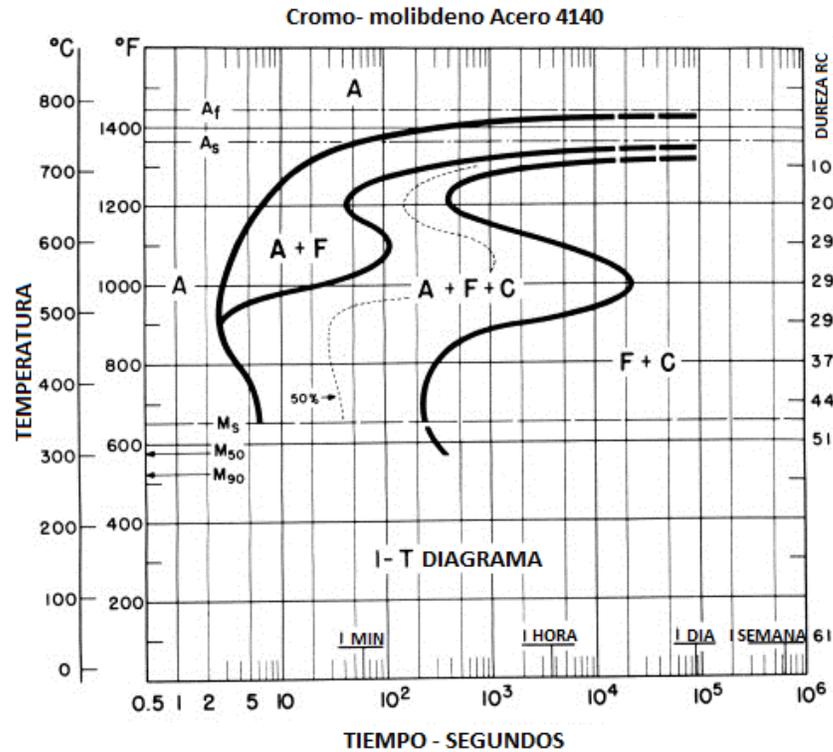
10.3. TEMPLE Y REVENIDO

El tratamiento térmico en un acero es un proceso en el que se calienta y luego se enfría el material en estado sólido bajo el control de ciertas condiciones como las velocidades de calentamiento y enfriamiento, las temperaturas de calentamiento y los modos de enfriamiento. El objetivo del tratamiento térmico es el de mejorar las propiedades físicas y mecánicas del acero hasta el punto de poder obtener dichas propiedades [24], además el temple-revenido provee la más alta vida en fatiga para el acero SAE 4140 comparado con otros tratamientos térmicos como el normalizado y recocido [25].

10.3.1. Temple. El proceso de temple consiste en calentar el acero hasta la temperatura de austenización, por ejemplo para el acero SAE 4140 ésta temperatura se encuentra alrededor de los 815°C a 870°C, después del calentamiento el acero se enfría rápidamente para obtener las microestructuras deseadas, generalmente martensita. La martensita es una microestructura muy dura, con alta densidad de dislocaciones, posee una estructura cristalina tetragonal centrada en el cuerpo (BCT) con átomos de carbono que quedan atrapados en los intersticios. Generalmente la martensita está acompañada de esfuerzos residuales de tensión que fragilizan aun más el material, por lo tanto se debe realizar un tratamiento térmico posterior para poder eliminarlos [26].

El acero requiere de un medio para ser templado, la selección del medio de temple depende de la templabilidad del acero, de la geometría de la pieza, el espesor de la sección y de las velocidades de enfriamiento. Los medios de temple comúnmente usados son gases o líquidos, los gases utilizados son el helio, argón y nitrógeno, los líquidos pueden ser: aceites con contenido de aditivos, agua, soluciones acuosas de polímeros y agua con contenidos de aditivos como sal al 10% o cáusticos. En la figura 7 se muestra un diagrama de tiempo- temperatura-transformación (TTT) para el acero SAE 4140, estos diagramas varían en la forma de las curvas dependiendo del tipo de acero y la microestructura final depende de la curva de enfriamiento [27,28].

Figura 7. Curva de transformación para el acero SAE 4140.



Fuente: Meir, Mike, Heat Treatment of Steel, 2004.

10.3.2. **Revenido.** El revenido es un tratamiento térmico que se le hace al acero que ha sido previamente templado y consiste en calentar el material hasta una temperatura crítica inferior y luego enfriar a una velocidad adecuada. Con el revenido se obtienen valores específicos de las propiedades mecánicas y se busca principalmente aumentar la ductilidad, tenacidad, aumentar el tamaño de grano de la matriz, asegurar la estabilidad dimensional y aliviar las tensiones producto del temple [29].

En la tabla 1, se muestran distintas durezas obtenidas después de dos horas de revenido al acero SAE 4140. El tiempo y la temperatura son variables interdependientes en el proceso de revenido, bajo ciertos límites a temperaturas altas y tiempos bajos se obtiene el mismo efecto que a temperaturas bajas y tiempos altos. Las temperaturas de revenidos varían entre 175°C y 705°C con tiempos de 30 minutos a 4 horas con algunas excepciones [30].

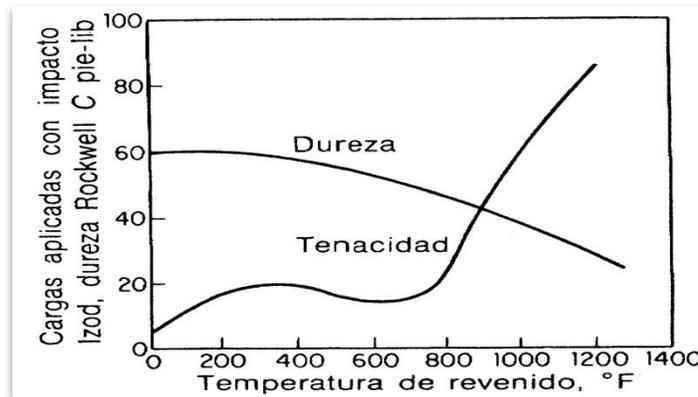
Tabla 1. Durezas típicas del acero SAE 4140 después del revenido.

GRADO	CONTENIDO DE CARBONO, %	DUREZA, HRC, DESPUÉS DEL REVENIDO POR 2 HORAS A:									TRATAMIENTO TÉRMICO
		205°C	260°C	315°C	370°C	425°C	480°C	540°C	595°C	650°C	
4140	0.40	57	53	50	47	45	41	36	33	29	Normalizado a 850°C, templado en aceite a 830-845°C, punto de rocío promedio, 16°C

Fuente: American Society for Metals, "Heat Treating," in *Tempering of steel*. Vol. 4.

Las durezas disminuyen a medida que se aumentan las temperaturas de revenido como se observa en la tabla 1, pero esta pérdida de dureza no es del todo negativa puesto que se gana tenacidad. El aumento de la ductilidad generalmente se obtiene gracias a la disminución de la dureza o de la resistencia. En la figura 8, se muestra la relación entre la dureza y la tenacidad para un valor de revenido determinado [31].

Figura 8. Dureza y tenacidad de la barra muescada de acero 4140 después de revenir durante una hora a diferentes temperaturas.



Fuente: Sydney H. Avner, "Introducción a la Metalurgia Física," en *Tratamiento térmico del acero*.

Se puede observar en la figura 8 claramente la relación entre dureza y tenacidad al hacer revenidos a distintas temperaturas, cuando la temperatura de revenido es baja se obtiene una dureza alta y una tenacidad baja, pero a medida que la temperatura aumenta se nota que la dureza disminuye y la tenacidad aumenta. Los

requerimientos y aplicaciones del acero a utilizar harán que se busquen temperaturas de revenido óptimas con las que se obtengan las propiedades deseadas.

10.3.2.1. Etapas de revenido. En el revenido de aceros se han distinguido tres etapas las cuales se han estudiado por medio de dilatometría, observaciones microestructurales y rayos x.

La primera etapa comprende revenidos entre 95°C a 205°C, se caracteriza por la formación de carburos de transición, se precipita carbono en una forma distinta a la cementita o carburos épsilon (ϵ), disminución del contenido de carbono en la matriz martensítica hasta alrededor de 0.25% C y segregación de carbono hacia las dislocaciones. El cambio de la estructura tetragonal centrada en el cuerpo (BCT) a cúbica centrada en el cuerpo (BCC) se lleva a cabo de forma gradual.

La segunda etapa aparece para revenidos entre 200°C a 300°C en la que la austenita retenida se descompone a ferrita y cementita (bainita inferior). La última etapa se lleva a cabo para revenidos entre 370°C a 540°C, en esta etapa los carburos de transición y la martensita de bajo carbono se reemplazan por cementita y ferrita, los cambios que se presentan en esta etapa son el resultado de una variación en la estructura debido a la precipitación y coalescencia de los carburos estables. [32,33].

10.4. MICROESTRUCTURA TÍPICA DEL ACERO SAE 4140 TEMPLADO Y REVENIDO A DIFERENTES TEMPERATURAS.

Las microestructuras presentadas en la figura 9 y sus respectivos valores en la tabla 2 corresponden a muestras de acero SAE 4140 después de ser austenizadas a 860°C por 30 minutos, revenidas a temperaturas determinadas y posteriormente enfriadas en agua. Los valores de la tabla 2 presentan un comportamiento típico de reducción de la dureza conforme aumenta la temperatura de revenido.

Tabla 2. Valores de durezas de las probetas.

PROBETA	DUREZA HV	DUREZA HRC
Templado	556	53
Revenido 200°C	507	49
Revenido 300°C	492	48
Revenido 400°C	464	46
Revenido 500°C	298	29
Revenido 600°C	205	14

Fuente: Kemal Davut, C. Mekan Gur, Xavier Kleber Gr. "Characterisation of Quenched and Tempered Steels by Magnetic Barkhausen Noise Method".

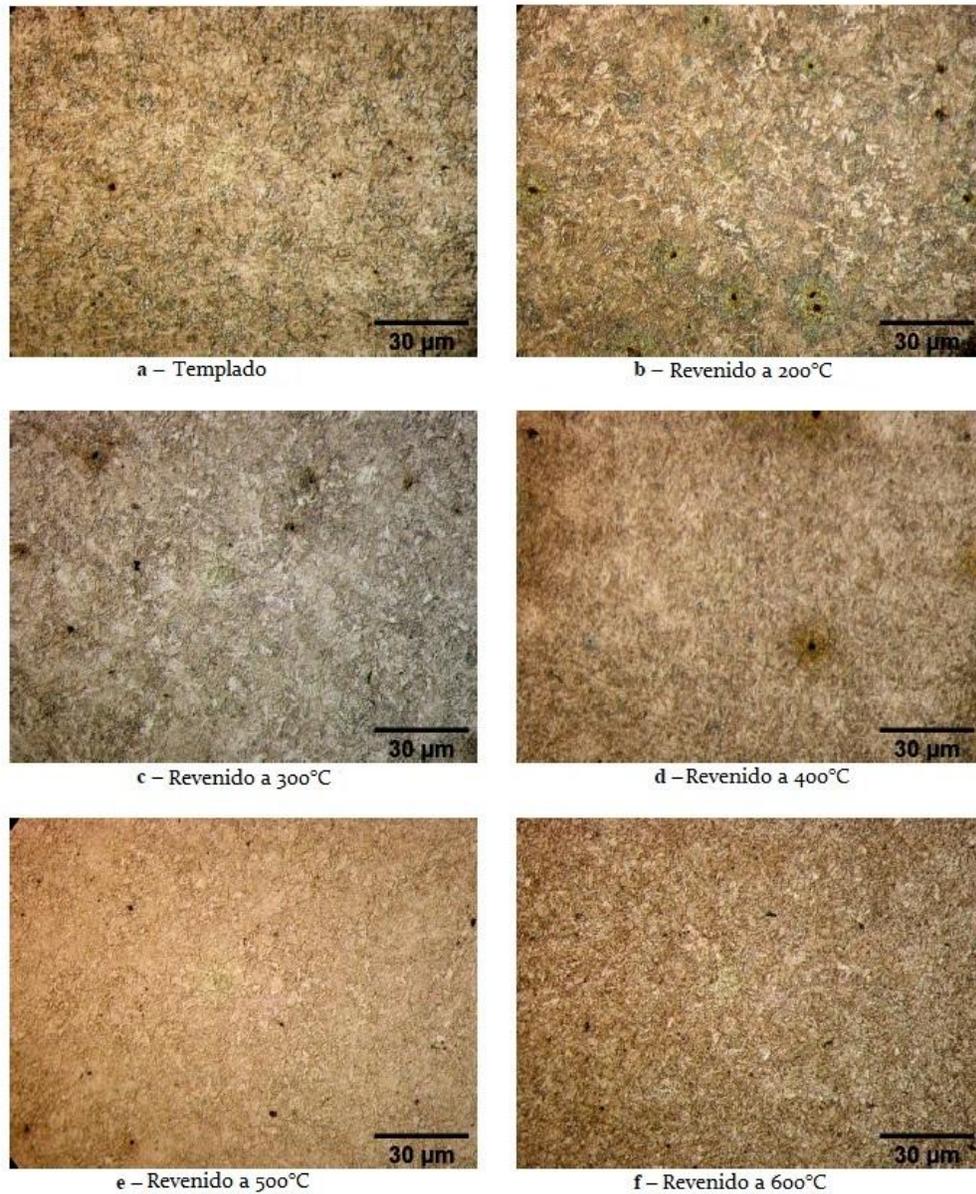
En la figura 9 a. se observa una microestructura martensítica típica y en las figuras 9 b-f. Se muestran las microestructuras conocidas como martensita revenida del acero SAE 4140.

En la figura 9-a se presenta la microestructura martensítica la cual presenta un aspecto acicular, con grupos en zigzag a 60° y la dureza más alta de todas las muestras pero de mayor fragilidad. En la figura 9-b se presenta la microestructura del acero revenido a 200°C, en este punto teóricamente se precipita un carburo de transición llamado carburo épsilon (ϵ -carburo) y martensita de bajo carbono. Se empieza a transformar la estructura cristalina BCT a BCC.

En la figura 9-d se comienzan a nuclear precipitados de cementita, además la martensita pierde su tetragonalidad y la martensita de bajo carbono se convierte en ferrita BCC.

En el revenido a 600°C (figura 9-f) los precipitados de carburo toman forma esférica y el material gana gran tenacidad y se pierde resistencia obtenida en el temple [34].

Figura 9. Microestructuras típicas del acero SAE 4140 templado y revenido a distintas temperaturas.



Fuente: Kemal Davut, C. Mekan Gur, Xavier Kleber Gr. "Characterisation of Quenched and Tempered Steels by Magnetic Barkhausen Noise Method".

10.5. ANTECEDENTES Y ESTADO DEL ARTE

Las bombas reciprocantes se usan en la industria petrolera para la inyección de agua marina en determinados yacimientos, estas bombas presentan fallas en los ejes fabricados de acero SAE 4140 debido al contacto imprevisto del agua salada con el componente mecánico [35].

A lo largo de los años se han realizado investigaciones del comportamiento a la fatiga de distintos aceros en distintas condiciones, con el objetivo de simular escenarios reales de operación de los componentes mecánicos afectados. Se han utilizado aceros altamente aleados o de alto contenido de carbono, con diferentes tipos de ensayos de fatiga tales como: fatiga en tensión, fatiga en torsión, etc. Respecto al acero SAE 4140 se ha estudiado entre otras cosas su comportamiento frente a la fatiga y la necesidad de asemejarse a las condiciones reales de operación han llevado a los investigadores a aplicar variaciones en los ensayos de fatiga.

Se han realizado investigaciones relacionadas con la identificación de grieta como el de London *et al.* [36] los cuales realizaron un estudio del monitoreo de pequeñas grietas de fatiga por medio de ondas acústicas de superficie en el acero SAE 4140 templado y revenido con probetas fabricadas con una geometría específica. Moreno *et al.* [37] identificaron la nucleación y crecimiento de pequeñas grietas en fatiga biaxial (tracción- torsión), otra diferencia con lo realizado en este proyecto fue la perforación de un agujero de 0,15mm de diámetro para forzar la localización de la grieta.

Predecir la nucleación de la grieta mediante un modelo matemático es difícil, debido a que no se puede asumir de entrada algún defecto en el material. La aplicación de la mecánica de la fractura para este periodo está en duda en vista de que el factor de intensidad de esfuerzos no siempre está disponible cuando se trate de un acero sin muescas (agujeros, ranuras, filetes, etc). Hasta la fecha se ha propuesto ignorar la nucleación de grietas, suponer algún defecto similar a una grieta y predecir la vida entera de crecimiento de grietas a partir del defecto hasta la falla. De encontrar un modelo satisfactorio para la nucleación de grietas también se tendría que determinar con una solución rigurosa y satisfactoria el momento de transición desde el periodo de nucleación al periodo de crecimiento de grieta [38].

Lee y Uhlig [39] iniciaron sus investigaciones con ensayos de fatiga al acero SAE 4140 en aire seco, aire húmedo, con solución salina al 3% de NaCl aireada y desairada, bajo condiciones de protección catódica y de pasividad. Luego de medir velocidades de corrosión encontraron las más críticas por debajo de las cuales el medio ambiente no afectaba a la vida de fatiga. Se continuó utilizando la solución salina en la investigación de Genel *et al.* [40] adicionalmente a lo realizado por Lee y Uhlig implementaron la polarización catódica y encontraron que la vida a fatiga corrosión se mejora al aumentar el potencial de polarización aplicado desde -750mV a -1080mV. Para valores de -1500mV el comportamiento a la fatiga se afecta negativamente debido a la fragilización por hidrogeno.

Se han realizado estudios al acero SAE 4140 y al SAE 4340 tratados térmicamente por recocido y normalizado. Moreno *et al.* compararon la resistencia a la fatiga del acero normalizado con el acero en condiciones normales y se observó un aumento en la resistencia a la fatiga para el acero normalizado, en cambio para el acero recocido obtuvieron una disminución de los valores de resistencia a la tracción, resistencia a fatiga y dureza [41].

Algunos investigadores como Alvarado *et al.* [42] y Dean *et al.* [43] estudiaron en el 2011 el efecto corrosivo de la solución salina frente al comportamiento a fatiga del acero AISI 1018 y SAE 4140 respectivamente. En ambos estudios se determinó el efecto perjudicial que tiene la solución salina después de utilizar ensayos de fatiga a flexión rotativa para el acero AISI 1018 con una reducción en la resistencia a la fatiga del 10% y ensayos a fatiga en tensión para el acero SAE 4140.

La necesidad de acercarse a las condiciones reales en las que se encuentran los elementos mecánicos fabricados de determinados aceros ha llevado a la implementación de ambientes corrosivos en los ensayos de fatiga como sucedió para el estudio del acero AISI 1045 en jugo de caña de azúcar realizado por Gómez *et al.* [44] en el 2004, contrastado con las investigaciones presentadas en los párrafos anteriores, fue la primera vez que se utilizó el jugo de caña de azúcar para analizar el efecto perjudicial de ese líquido corrosivo en el límite de resistencia a la fatiga del material. Los resultados revelaron una disminución del 11% del límite de resistencia a la fatiga en comparación con pruebas realizadas en seco.

Ceballos *et al.* [45] realizaron estudios del comportamiento a fatiga con jugo de caña de azúcar en el acero SAE 4140 sin tratamiento térmico, simulando las

condiciones de los ejes de molinos de caña de azúcar, donde los ejes se rayan por ingreso de materia extraña. Los resultados encontrados según las condiciones de estudio revelaron que la baja rugosidad superficial es importante para mejorar la resistencia a la fatiga debido a que encontraron una disminución del 1,53% cuando se tenían una superficie rugosa en comparación con una pulida. El ambiente corrosivo generó reducciones del 14,8% en la resistencia a la fatiga y cuando se combinó la alta rugosidad superficial y el ambiente corrosivo la resistencia a la fatiga se redujo un 16,1% [45]. Se continuó usando el jugo de caña de azúcar como ambiente corrosivo, según lo realizado por Muñoz [46], usó como material de trabajo el acero SAE 1045, encontró que para las condiciones de revenido a 300 y 600°C el jugo de caña produjo un aumento de sitios de iniciación de grietas por fatiga. La resistencia a la fatiga del acero SAE 1045 a 10^6 ciclos, para la condición de revenido a 600°C se disminuyó 10.3% por efecto del jugo del caña, para la condición de revenido a 300°C se disminuyó 30.3% y para el acero templado la resistencia a la fatiga se disminuyó en un 2.7%,

11. MATERIALES Y MÉTODOS

Para los ensayos de fatiga y tensión se maquinaron probetas según las normas ASTM E 606 [47] y ASTM E 8 [48] respectivamente, luego se realizaron tratamientos térmicos de temple y de revenido a 200°C, 400°C y 600°C, se realizó la caracterización del material y se midió el potencial de corrosión de los diferentes materiales en agua marina, se realizó el ensayo a fatiga, se diseñó y se implementó un método para la identificación de la nucleación de grieta en el ensayo a fatiga, las pruebas de fatiga se realizó en una máquina de flexión rotativa. Al culminar los ensayos se analizaron los resultados, se relacionaron con las microestructuras y propiedades mecánicas obtenidas por revenido a las diferentes temperaturas.

11.1. MATERIAL

El material utilizado fue el acero certificado SAE 4140, el cual fue adquirido en una empresa de Cali. La forma inicial del material era una barra de 1/2 pulgada de diámetro y 1 metro de longitud, en total se adquirieron 9 barras para su posterior mecanizado. La empresa suministró el respectivo certificado en donde se indicaban las propiedades mecánicas y la composición química.

11.1.1. Propiedades mecánicas del acero SAE 4140. En la tabla 3 se presentan las propiedades mecánicas del material de trabajo.

Tabla 3. Propiedades mecánicas del acero SAE 4140.

Estado de suministro	Esfuerzo Último (Sut) [MPa]	Esfuerzo de fluencia (Sy) [MPa]	Alargamiento %	Reducción de Área %	Dureza Rockwell C [HRC]
Bonificado	784,53 - 980,66	735,5	16	50	26-34

11.1.2. **Composición química.** En la tabla 4 se muestra la composición química del acero SAE 4140 usado en la fabricación de las probetas para los ensayos de tensión y fatiga.

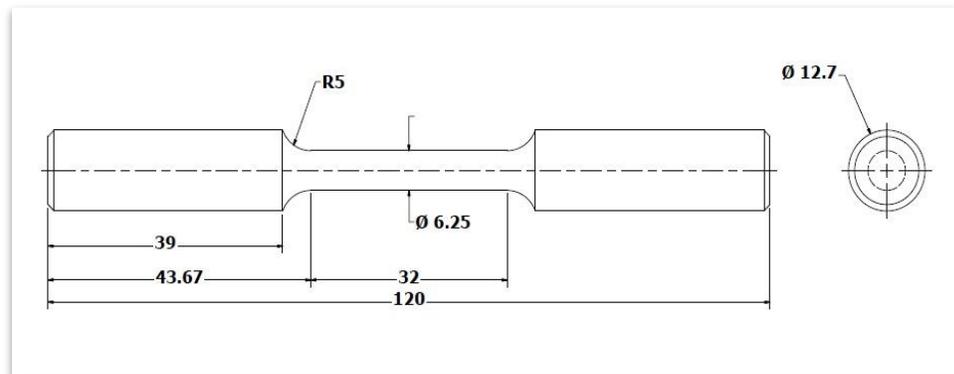
Tabla 4. Porcentaje de elementos químicos del acero SAE 4140 usado en los ensayos de tensión y fatiga.

C. %	Si. %	Mn. %	P. %	S. %	Mo. %	Cr. %
0,390- 0,430	0,150- 0,350	0,840- 1,00	0.035 Máx.	0,034 Máx.	0,160- 0,250	0,920- 1,100

11.2. PROBETAS DE ENSAYO

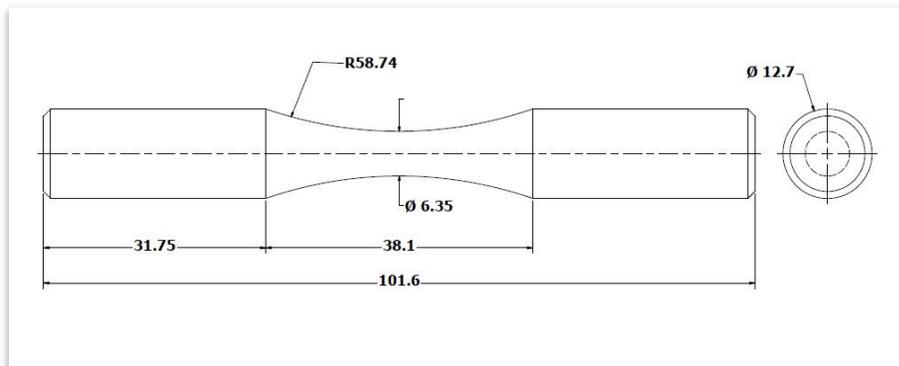
En la figura 10 se observa el plano de la probeta para el ensayo de tensión según la norma ASTM E 8. Para este ensayo se maquinaron 10 probetas en un torno CNC.

Figura 10. Probeta normalizada para el ensayo a tensión (Dimensiones en milímetros).



Para los ensayos a fatiga se usaron las probetas con la geometría especificada en el plano de la figura 11 con base en la norma ASTM E-606. Se maquinaron 57 probetas en un torno CNC.

Figura 11. Probeta normalizada para el ensayo a fatiga en flexión rotativa (Dimensiones en milímetros).



11.3. TAMAÑO DE MUESTRA

Para el cálculo del número de probetas se requiere seleccionar tres niveles de esfuerzos a los cuales se va a realizar el ensayo, coeficientes de variación esperados, un nivel de confianza y un porcentaje de error. Con base en datos históricos de otros investigadores se seleccionaron tres niveles de esfuerzos los cuales corresponden al porcentaje del esfuerzo último del material ($80\%S_{ut}$, $70\%S_{ut}$, $60\%S_{ut}$). Los coeficientes de variación correspondientes a sus respectivos niveles de esfuerzos como se muestran en la tabla 5.

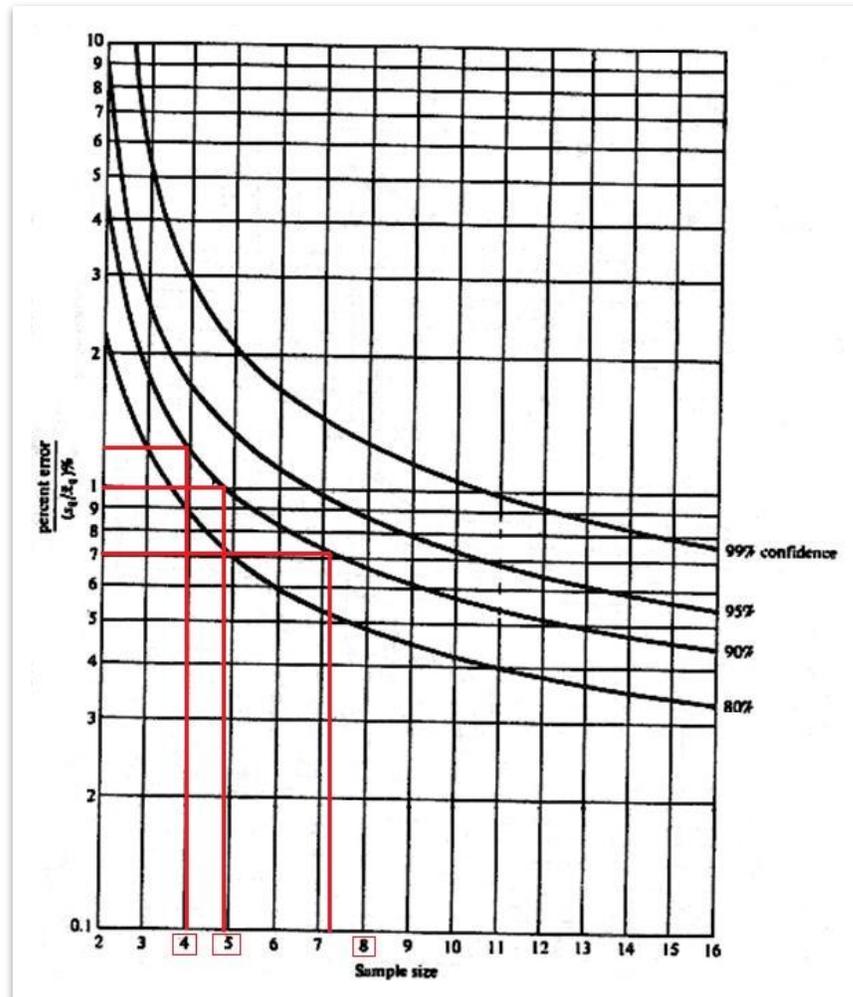
Tabla 5. Coeficientes de variación esperados para tres porcentajes del esfuerzo.

Nivel de esfuerzo aplicado (% S_{ut})	Coeficientes de variación esperados
80%	4
70%	5
60%	7

Fuente: Charles Lipson and Narendra J. Sheth, *Statistical Design and Analysis of Engineering Experiments.*, 1973.

Para determinar el número de probetas se utiliza la gráfica de la figura 12. Se utilizó el nivel de confianza del 90% y un porcentaje de error del 5%.

Figura 12. Gráfica para la determinación de la cantidad de probetas.



Fuente: Charles Lipson and Narendra J. Sheth, *Statistical Design and Analysis of Engineering Experiments.*, 1973.

Se necesita antes de seleccionar la cantidad de probetas el cálculo del porcentaje de error deseado el cual es el cociente del porcentaje de error y el coeficiente de variación esperado, con este cálculo se utiliza la gráfica anterior con la cual se encuentra un número de probetas para cada nivel de esfuerzos como se muestra en la tabla 6.

Tabla 6. Total de probetas para cada nivel de esfuerzos.

Nivel de esfuerzo	Coeficientes de variación esperado	Porcentaje de error/ Coeficiente de variación esperado	Número de probetas requeridas para cada nivel de esfuerzo
80%	4	1.25	4
70%	5	1.00	5
60%	7	0.71	8
		Total	17

Se requieren 17 probetas para generar la curva S-N, en este trabajo se realizaron tres tratamientos térmicos diferentes por lo que en total se necesitaron 51 probetas para realizar el ensayo a fatiga con corrosión en flexión rotativa.

11.4. TRATAMIENTOS TÉRMICOS

Se realizaron tratamientos térmicos de temple y revenido a 60 probetas de las cuales 51 correspondían a los ensayos de fatiga en corrosión y 9 correspondían a los ensayos de tensión. Adicionalmente se realizó un tratamiento térmico de recocido con el propósito de reducir la dureza de 6 probetas de tensión debido a de que requerían un proceso de mecanizado. Una vez más se le realizó a éstas 6 probetas el tratamiento térmico de temple y revenido a sus temperaturas correspondientes.

Para asegurarse de que el material no venía con algún tratamiento térmico previo, se realizó un relevo de tensiones a las 60 probetas, se calentó hasta 550°C y se sostuvo la temperatura por 1 hora, luego se dejó enfriar en el horno hasta 450°C y por último se dejó enfriar al aire [49].

El tratamiento de temple se realizó de la misma forma para todas las probetas, en cambio para el tratamiento térmico de revenido se separaron las probetas en 3 grupos para revenir a diferentes temperaturas.

11.4.1. Tratamiento de temple. Se garantizó la entrada vertical de las probetas al recipiente con aceite con el objetivo de evitar deformaciones debido a los esfuerzos térmicos, por lo tanto fue necesario realizar una perforación de 1/8 de pulgada a aproximadamente 3 milímetros del extremo de cada probeta, posteriormente se sujetó cada probeta con alambre cortado a 150 milímetros de longitud.

Se utilizó una parrilla metálica como soporte para atar el alambre previamente sujetado con las probetas, para que al levantar la parrilla, las probetas quedaran totalmente verticales al estar atadas solo de un extremo y así conseguir el ingreso vertical al fluido de temple.

Se dispuso de un contenedor de carbón vegetal para evitar la descarburación superficial, posteriormente se introdujeron las probetas al contenedor de carbón en grupos de 20 probetas, estas quedaban horizontales en el contenedor por lo tanto el carbón vegetal las cubría totalmente y se garantizaba una temperatura homogénea en las probetas.

Una vez listas todas las probetas se dispuso a ingresarlas al horno y se realizó el calentamiento hasta la temperatura de austenización de 850°C, se sostuvo la temperatura en el horno alrededor de 1,5 horas a una velocidad de calentamiento de 15 a 20°C/min, posteriormente se sacó el contenedor del horno.

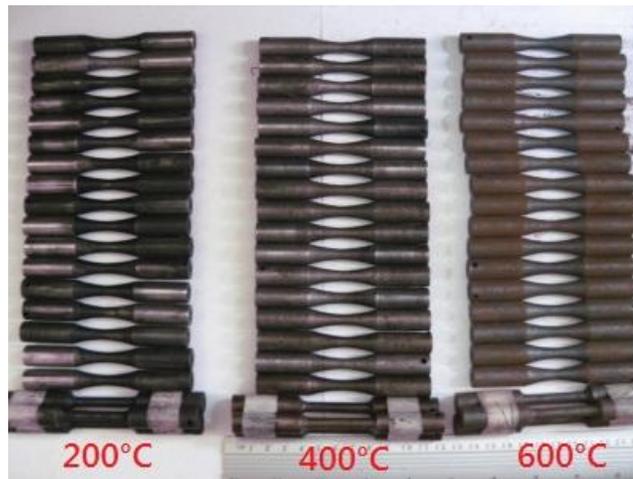
Para sacar las probetas se utilizaron cuatro pinzas, cada una sujeta por una persona, los cuales tomaron la parrilla por ambos extremos de tal forma que esta quedara horizontal. Al levantar la parrilla las probetas quedaban verticales por acción de la gravedad.

Se realizó el temple en aceite mineral a temperatura ambiente de naturaleza parafínica Repsol Ibertem 34 como es recomendado para el acero SAE 4140, las probetas ingresaron totalmente verticales al recipiente con aceite inmediatamente después que se sacaron del horno. Se tomaron medidas de durezas para verificar el temple de las probetas.

11.4.2. Tratamiento de revenido. Se organizaron las 60 probetas en 3 grupos de 20 probetas cada uno, en cada grupo había 17 probetas para los ensayos de fatiga y 3 probetas para los ensayos de tensión. Se utilizó el mismo contenedor con carbón vegetal y se acomodaron inicialmente 20 probetas.

Se calentó el primer grupo hasta la temperatura de 200°C, se sostuvo la temperatura por 1,5 horas, culminado este tiempo se sacaron las probetas para darle paso al siguiente grupo. El segundo grupo se calentó hasta 400°C y el tercero hasta 600°C, ambos con un sostenimiento de temperatura de 1,5 horas. El medio de enfriamiento fue aire a temperatura ambiente. Las probetas templadas y revenidas se observan en la figura 13.

Figura 13. Probetas de fatiga tratadas térmicamente.



Una vez terminado el tratamiento de revenido se procedió a medir las durezas para asegurarse de que estuviera dentro de lo establecido.

11.4.3. Tratamiento de recocido. Al grupo de 6 probetas correspondientes al ensayo de tensión que se debían maquinar, se le realizó un tratamiento térmico para la disminución de la dureza. El tratamiento térmico para la disminución de la dureza se realizó en un horno marca TERRIGENO perteneciente a la escuela de ingeniería mecánica de la universidad del valle.

El procedimiento consistió en realizar un recocido a una temperatura de 450°C y a una velocidad de calentamiento de 20°C/min, la temperatura se sostuvo por 40 minutos. Al llegar a esa temperatura se sacaron las probetas del horno y se dejaron enfriar al aire.

11.5. ENSAYO DE DUREZA

Los ensayos de dureza se realizaron en un durómetro Rockwell marca Wilson perteneciente a la escuela de ingeniería de materiales de la universidad del valle, se usó una carga de 150 Kg y la escala Rockwell C adecuada para el tipo de material utilizado. Se tomaron durezas a lo largo de las probetas en tres puntos a ambos extremos, evitando indentar el centro de las mismas para no generar concentradores de esfuerzos.

Con las mediciones de cada punto, se realizó un promedio para determinar la dureza de las probetas, en la sección [12.1](#) se muestran los valores obtenidos.

11.6. ENSAYO DE TENSIÓN

Los ensayos de tensión se realizaron con base en la norma ASTM E 8 en una máquina universal de ensayo WPM ZD 40, la cual tiene una capacidad máxima de 392 KN. La máquina tiene una adaptación para poder sujetar las probetas, por lo tanto fue necesario mecanizar las probetas en la zona de agarre. Los ensayos se realizaron a una velocidad de 2 mm/ min.

El mecanizado se realizó en un torno convencional marca Pinacho perteneciente a la escuela de ingeniería mecánica de la universidad del valle y consistió en realizar un roscado a ambos extremos de cada probeta para enroscarlas en el dispositivo de adaptación. Inicialmente solo se pudo mecanizar 3 probetas que estaban templadas y revenidas a 600°C, los otros dos grupos de probetas no se pudieron mecanizar debido a su elevada dureza, por lo tanto fue necesario realizar un recocido a las 6 probetas restantes para disminuir la dureza. Después de realizar el recocido fue posible mecanizar las probetas como se muestra en la figura 14.

Figura 14. Probetas roscadas de tensión.



Se contaron con 9 probetas para realizar los ensayos de tensión, pero debido a que 6 probetas se les había realizado un recocido para disminuir la dureza, se debía realizar de nuevo el temple y revenido a sus temperaturas correspondientes (200°C a 3 probetas y 400°C a 3 probetas). Con todas las probetas listas con sus respectivos tratamientos térmicos y con rosca a ambos extremos se procedió a realizar los ensayos.

En total se ensayaron 9 probetas dispuestas en 3 grupos de la siguiente forma: 3 probetas con tratamiento térmico de temple y revenido a 200°C, 3 probetas con tratamiento térmico de temple y revenido a 400°C y 3 probetas con tratamiento térmico de temple y revenido a 600°C.

Con 3 probetas para cada condición de tratamiento térmico se realizó un promedio del esfuerzo último, los valores se presentan en la sección [12.2.](#)

11.7. PULIDO DE PROBETAS Y TOMA DE RUGOSIDAD

Las probetas pertenecientes al ensayo de fatiga, tienen una reducción de diámetro en la zona central que le da forma de reloj de arena, siendo esta zona la de mayor interés en el ensayo y por lo tanto debe tener un buen acabado superficial. La norma ASTM E 606 establece un valor de rugosidad (Ra) menor o igual a 0,2 μm , por lo tanto se realizó un acabado a espejo en la zona de interés de todas las probetas.

Para dar un acabado a espejo a las 51 probetas fue necesario utilizar lijas con la siguiente numeración ascendente: 80, 100, 150, 220, 320, 400, 600, 1000 y

1200. La zona de pulido no fue solamente la del centro, también se pulió uno de los extremos para que facilitara la posterior medición de la rugosidad.

La metodología empleada para el pulido de las probetas fue la siguiente: en las mordazas de un torno convencional se sujetó una a una las probetas aproximadamente a 3 cm de uno de sus extremos. Se estableció una velocidad de rotación del cabezal de 1250 RPM.

Se empezó a pulir la zona central y el extremo no sujetado con la lija número 80, cuando pasaba cerca de 3 minutos se cambiaba a la lija número 100, luego de 3 minutos aproximadamente se cambiaba a la lija siguiente y así sucesivamente hasta llegar a las lija número 1200. Con ese tiempo de 3 minutos pulido por cada número de lija se garantizó que todas las probetas tuvieran un acabado superficial similar. El tiempo total de pulido por cada probeta fue de 27 minutos.

La medición de la rugosidad se realizó con un rugosímetro marca MITUTOYO SJ 201P usando el parámetro R_a , perteneciente a la escuela de ingeniería mecánica de la Universidad del Valle. El equipo se calibró con su respectiva placa patrón para asegurarse de obtener resultados confiables. Al estar sometida la zona central y el extremo a las mismas condiciones de pulido (velocidad de rotación, tiempo de pulido, número de lija) se asume que ambas tienen una rugosidad similar.

La necesidad de pulir uno de sus extremos fue debido a que en el rugosímetro se hace imposible medir rugosidades de superficies con geometrías curvas, por lo tanto la medición se hizo en el extremo pulido.

Los valores obtenidos confirmaron la calidad del pulido, en la figura 15 se observa una de las mediciones obtenidas.

Figura 15. Valor de rugosidad obtenido en el extremo de una probeta revenida a 600°C.



En el cuadro 2 de la sección [1.2.3](#) se muestran los valores obtenidos de las mediciones de la rugosidad superficial de las probetas.

1.1.8. MÁQUINA DE ENSAYOS DE FATIGA EN FLEXIÓN ROTATIVA

Para hacer los ensayos de fatiga, se usó la máquina de fatiga en flexión rotativa marca Hung Ta Instrument Co.Ltd tipo HT-8120 perteneciente a la escuela de Ingeniería Mecánica de la Universidad del Valle y se encuentra ubicada en el laboratorio de mecánica de materiales de la misma Universidad.

1.1.8.1. Descripción de la máquina de fatiga. En la figura 16 se muestran las partes básicas de la máquina de fatiga:

Figura 16. Partes básicas máquina de fatiga a flexión rotativa.



A continuación se describen brevemente las partes:

A. Mordazas de sujeción de las probetas: al girarlas en un sentido determinado permite que la boquilla por donde ingresa la probeta se cierre y ejerza una presión en el extremo sujetado. Las dos mordazas deben estar lo suficientemente enroscadas para lograr la mayor presión posible y así evitar que se desajuste la probeta.

B. Motor eléctrico: al conectarlo a una fuente de 220V gira a 3600 RPM, se conecta por medio de un acople directamente al eje de giro del brazo derecho, permitiendo que las probetas giren a dichas revoluciones. El motor se detiene al terminar el ensayo gracias a un interruptor que es accionado por el brazo derecho cuando la probeta se fractura, este interruptor también detiene el contador digital.

C. Sistema para cargar las probetas: al girar la barra en un sentido determinado se logra liberar o aplicar el peso a la probeta provocando la flexión pura en la misma.

D. Contador digital de ciclos: mediante un sistema electrónico y un sensor permite mostrar en la pantalla los ciclos que ha girado la probeta hasta la fractura. Al lado de la pantalla se encuentra un pequeño botón (reset) para colocar el contador en ceros y debajo del contador digital se dispone de un contador análogo.

E. Botón ON/OFF: Permite encender o apagar la máquina.

F. Botón ON/OFF ensayo: permite dar inicio a la prueba y también permite parar la prueba sin necesidad de apagar la máquina (el contador digital también se detiene con los ciclos contados hasta el momento de la parada).

G. Porta pesas: en ella se coloca el peso que se haya calculado previamente para generar en la probeta el esfuerzo requerido.

a. Distancia entre apoyos: es la distancia a la cual se encuentra un apoyo del otro, tiene por valor 200 milímetros según el fabricante. Este valor es indispensable en el cálculo del peso que se ha de colocar en la porta pesas.

11.9. ENSAYOS DE FATIGA

La máquina de fatiga fue acondicionada para realizar los ensayos de fatiga, en la figura 17 se observa el montaje:

Figura 17. Montaje para ensayos de fatiga en un medio corrosivo.



- A. Manguera de suministro: se encarga de llevar la solución salina hasta la probeta.
- B. Válvula de regulación: permite regular el caudal del fluido que pasa por ella, con el fin de controlar la cantidad de solución salina que entra en contacto con la probeta.
- C. Manguera de succión: transporta la solución salina desde el recipiente contenedor hasta la válvula de regulación.
- D. Manguera de descarga: la solución salina que sale de la recámara se introduce en la manguera de descarga y esta la transporta hasta el recipiente contenedor para permitir la recirculación del fluido corrosivo.
- E. Recámara: es la encargada de garantizar el contacto entre el líquido corrosivo y la zona central de la probeta, además de evitar salpicaduras en todas las direcciones. La recámara fue fabricada en aluminio, posee un agujero que la atraviesa de extremo a extremo para permitir el ingreso de la probeta, perpendicularmente se encuentran dos boquillas roscadas en donde se conecta la manguera de entrada y salida del fluido, en la parte frontal posee un agujero para observar el contacto del fluido con la probeta.

F. Placa de soporte: sujeta a la recámara por medio de un tornillo para que la probeta pueda girar libremente sin que toque las caras internas de los agujeros de la recámara y también se sujeta al brazo de la máquina por medio de otro tornillo. La placa fue fabricada en acero estructural y posee un agujero en ambos extremos para permitir el paso del tornillo de sujeción.

G. Bomba: es la encargada de recircular la solución salina, impulsa el agua por la manguera de succión y la de suministro hasta la recámara, tiene una potencia de 1 GW, altura máxima 1,3 metros y es capaz de bombear agua con un caudal de 800 Lit/hr.

H. Recipiente contenedor: contiene 4 litros de solución salina permitiendo que la bomba trabaje en óptimas condiciones.

Para simular un ambiente marino se utilizó como líquido corrosivo agua marina preparada con base en la norma ASTM D1141-98 [50] en el laboratorio de análisis industriales de la facultad de ciencias de la Universidad de Valle. Se utilizaron 2 litros por cada 8 ensayos de fatiga, al ser en total 51 ensayos se necesitarían en teoría 12 litros por lo tanto se prepararon 16,5 litros de agua marina en total para evitar imprevistos.

Después de un tratamiento matemático usando como inicio el esfuerzo flector, se llegó a la ecuación 1 y con ella se calculó la carga necesaria que se debe aplicar a las probetas.

Ecuación 1. Peso a aplicar en la máquina de fatiga.

$$W = \frac{\eta S_{ut} \pi d^3}{16a}$$

W : Peso aplicado en la máquina.

η : Porcentaje de esfuerzo último.

S_{ut} : Esfuerzo último del material.

d : Diámetro de la probeta

a : Parámetro de la máquina

El valor de η se determina según los niveles de esfuerzo último seleccionados, para este proyecto se seleccionaron tres niveles, 60%, 70% y 80%. El S_{ut} resulta del

ensayo de tensión realizado al material, al tratarse de 3 condiciones de tratamiento térmico se requiere un valor de S_{ut} para cada condición. El diámetro de la probeta d se mide a cada probeta, según el plano de la probeta, d debe medir 6,35 mm. El parámetro a es la distancia que existe entre el rodamiento principal y el rodamiento de carga. Para consideraciones de este proyecto la máquina utilizada arroja un valor determinado de ese parámetro por lo tanto al realizar la medición se encuentra un valor de 200 milímetros, este valor también puede ser verificado en el catálogo del fabricante de la máquina.

11.10. METODOLOGÍA USADA EN EL ENSAYO DE FATIGA

Para lograr acercarse a las condiciones reales de componentes mecánicos expuestos a ambientes marinos, se implementó el uso de un sistema de recirculación del líquido corrosivo mostrado en la sección anterior. Se garantizó el contacto continuo de la solución salina con la probeta durante el ensayo de fatiga.

Los ensayos de fatiga estuvieron acompañados de la inspección visual de la nucleación de grietas (se explica en la sección [11.12](#)). Para los ensayos preliminares se utilizaron en total 27 probetas repartidas de la siguiente forma: 3 por cada nivel de esfuerzo, lo que implica 9 para cada temperatura de revenido. Con base en los análisis estadísticos de los resultados temporales se decidió el hacer o no más ensayos.

La numeración presentada en la tabla 5 solo se usó en el proceso de selección de las probetas con el fin de garantizar la aleatoriedad en el ensayo de fatiga con corrosión. Antes de iniciar los ensayos se debía elegir la probeta y el porcentaje de esfuerzo último a la cual iba a ser sometida, para ello se enumeró cada probeta revenida a 200°C del 1 al 9, del 10 al 18 para las revenidas a 400°C y del 19 al 27 para las revenidas a 600°C. Los niveles de esfuerzo se acomodaban con las probetas iniciando en 80%, 70% y 60% del esfuerzo último del material. La selección del número que correspondía a la probeta y al mismo tiempo a su nivel de esfuerzo se sacaba aleatoriamente de un recipiente que contenía los números del 1 al 27. En la tabla 7 se observa la asignación de los números a las probetas para los ensayos preliminares.

Tabla 7. Numeración de probetas para ensayos preliminares.

Porcentaje de esfuerzo último	Probetas revenidas a 200°C	Probetas revenidas a 400°C	Probetas revenidas a 600°C
80%	1	10	19
80%	2	11	20
80%	3	12	21
70%	4	13	22
70%	5	14	23
70%	6	15	24
60%	7	16	25
60%	8	17	26
60%	9	18	27

La numeración de las probetas solo se tuvo en cuenta para elegir de forma aleatoria las probetas, después al registrar los valores de fractura y nucleación de grieta se cambiaron los números del 10 al 18 y del 19 al 27 por la numeración del 1 al 9 con el fin de evitar confusión al momento de realizar la asignación de parejas en la comparación de los ciclos de fractura con los ciclos de identificación de grieta.

11.11. DISEÑO E IMPLEMENTACIÓN DE LA METODOLOGÍA PARA LA IDENTIFICACIÓN DE GRIETA EN EL ENSAYO DE FATIGA

Con el objetivo de caracterizar el comportamiento del acero SAE 4140 frente a la nucleación de grieta, se diseñó una metodología que permitió identificar visualmente la aparición de grietas durante el ensayo de fatiga. La metodología diseñada consistió en utilizar tintas penetrantes marca SPOTCHECK como ensayo no destructivo para la visualización de la nucleación de la grieta, por lo tanto fue necesario aplicarlas sobre la zona central de la probeta a medida que se paraba el ensayo de fatiga y hasta que se observara la nucleación de la grieta a los ciclos determinados.

El procedimiento general se desarrolló cumpliendo lo establecido en la norma ASTM E-165 [51]. La superficie de la probeta se limpió totalmente como muestra

la figura 18 con el fin de quitar todo tipo de suciedad que pudiera interferir en la exposición de grietas.

Figura 18. Superficie libre de suciedad previa al análisis de tintas.



Posteriormente se aplicó la tinta penetrante sobre toda la superficie de la zona central de la probeta como se observa en la figura 19. Se esperó 15 minutos con el fin de que la tinta pudiera ingresar en las grietas que se hubieran formado.

Figura 19. Aplicación de la tinta penetrante.



Pasado los 15 minutos se procedió a remover el exceso de tinta de la superficie, posteriormente se aplicó el revelador como se aprecia en la figura 20 y se esperó aproximadamente 10 minutos con el objetivo de que el revelador absorbiera la tinta alojada en alguna grieta hasta la superficie.

Figura 20. Aplicación del líquido revelador.



El último paso del procedimiento consistió en examinar visualmente las grietas formadas en la superficie, de no ser así se procedía a limpiar completamente la superficie de la probeta para continuar con el ensayo de fatiga con corrosión. En la figura anterior no se observó ninguna nucleación de grieta por lo tanto fue necesario repetir el procedimiento desde el principio hasta que se hallara una grieta.

La metodología experimental aplicada en el ensayo de fatiga con corrosión consistió en los siguientes pasos:

1. Realizar el procedimiento general de inspección de grietas con la tinta y el revelador a la probeta antes de iniciar la prueba, para cerciorarse de que no hubieran grietas previas.
2. Iniciar el ensayo de fatiga.
3. Detener el ensayo a los ciclos iniciales (aproximadamente 500 ciclos).
4. Desmontar la probeta, esto implicaba: apagar la bomba, desconectar la manguera de suministro, desconectar la manguera de descarga, desatornillar la placa de sujeción, quitar el tornillo que ajusta la recámara y desenroscar las mordazas para sacar la probeta.
5. Secar la probeta y realizar el procedimiento de inspección de grietas con la tinta y el revelador.
6. Observar e identificar detalladamente las posibles grietas formadas.
7. De no encontrar ninguna nucleación de grietas realizar otra vez el montaje, esto implicaba: introducir la probeta dentro de la recámara, ajustar la probeta en las mordazas, atornillar la placa de sujeción al brazo de la máquina, ajustar la recámara a la placa de tal forma que quedara alineada, conectar la manguera de suministro y descarga a la recámara, encender la bomba, regular el caudal, continuar con el ensayo.
8. Detener el ensayo a 1 000 ciclos.
9. Repetir pasos 4, 5, 6 y 7 de no encontrar ninguna nucleación de grietas.
10. Detener el ensayo a 2000 ciclos.
11. Repetir paso número 9.
12. Detener el ensayo a 3000 ciclos y así sucesivamente repitiendo los pasos anteriores hasta identificar nucleación de grieta.

11.12. METALOGRAFÍAS

Las metalografías se realizaron en el laboratorio de caracterización de materiales de la Universidad del Valle. El procedimiento consistió en cortar las probetas para sacar las muestras, encapsular las muestras con resina, lijar la superficie a analizar, atacar químicamente la superficie y observar la microestructura de cada material en el microscopio.

De las probetas fracturadas en los ensayos de fatiga se seleccionó una de cada condición de tratamiento térmico. Para cortar las probetas se utilizó una cortadora manual de disco, se cortó una muestra aproximadamente a 3 cm del extremo apuesto a la zona de fractura, cada muestra se colocó dentro de un tubo de 1 pulgada de diámetro por 4 cm de longitud (el conjunto se colocó sobre una mesa con vidrio) se cubrió el interior del tubo con vaselina. Se preparó la resina con catalizador en una proporción de 100 a 40, luego se vertió la resina dentro del tubo hasta que cubriera toda la probeta.

Después de que la resina se endureció completamente se sacó la muestra del tubo y se lijó la superficie que estaba en contacto con el vidrio, se utilizaron lijas de numeración 100, 220, 320, 400, 600, 800, 1000 y 1200. Para dar un acabado a espejo se utilizó una pulidora con paños y se le aplicó alúmina de 1 y 0.3 micrómetros. La superficie pulida a espejo se atacó con nital al 5% durante 5 segundos para revelar la microestructura, por último se utilizó un microscopio marca ADVANCED OPTICAL para observar la microestructura de cada muestra revenida a 200°C, 400°C y 600°C. En la sección [12.7](#) se muestran las micrografías de cada material.

11.13. MEDICIÓN DEL POTENCIAL DE CORROSIÓN

La medición del potencial se realizó en el grupo de Investigación en Recubrimientos Duros y Aplicaciones Industriales (RDAI) de la Universidad del Valle, basados en la norma ASTM G31 [52]. Se utilizó el sistema potencióstato PG. TECCORR 4.1 USB, el procedimiento consistió en medir la velocidad a la cual cada material se corroe en solución salina para ello se utilizaron muestras de cada material que se obtuvieron al cortar de las probetas ya fracturadas una sección de 10 milímetros de longitud. Cada superficie de la muestra se pulió con lijas de numeración 80, 220, 320, 400, 600, 800 y 1000 con el fin de obtener una superficie lo

suficientemente homogénea para que el líquido corrosivo no se acumule en los valles o poros del material y así obtener resultados confiables.

El sistema potencioestático consta de: equipo de cómputo, sistema de adquisición de datos, software, módulo del sistema, sonda de conexión para los electrodos y un módulo de potencia. Después de que se realizó el montaje, se procedió a iniciar la prueba seleccionando en el programa el tipo de ensayo a realizar los cuales fueron potencial de corrosión y prueba tafel, luego el programa solicitó los datos generales de la prueba tales como el tipo de material, la densidad, el área transversal de la probeta, el pH de la solución, etc. Una vez culminada la prueba el programa arroja el potencial de corrosión y la gráfica tafel con la cual se determina la velocidad la velocidad de corrosión del material en estudio.

11.14. INSPECCIÓN DE LAS SUPERFICIES DE FRACTURA

La inspección de las superficies de fractura se realizó en el laboratorio de materiales de la Universidad del Valle, se usó el estereoscopio marca NIKON SMZ1000. Se seleccionaron 3 probetas cada una correspondía al 80%, 60% y 60% del esfuerzo último. Se realizó el análisis de cada superficie de fractura y la comparación entre las 3 condiciones de revenido para cada nivel de esfuerzo.

Las probetas luego de fracturadas se introdujeron en una bolsa con aceite para evitar la corrosión de las superficies de fractura. Para el limpiado de la superficie de fractura se utilizó el limpiador ultrasónico marca UD50SH-2L perteneciente a la escuela de Ingeniería Mecánica de la Universidad del Valle.

12. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

12.1. ENSAYO DE DUREZA

Los valores obtenidos de dureza para las tres condiciones de tratamiento térmico son aproximados con los reportados en la [tabla 1](#) para el acero SAE 4140 templado y revenido a dichas temperaturas. En la tabla 8 se muestra la relación entre la temperatura de revenido y la dureza, se observa una disminución esperada de la dureza conforme aumenta la temperatura de revenido.

Tabla 8. Comparación de las durezas para las distintas temperaturas de revenido.

COMPARACION DE DUREZAS		
TEMPERATURA DE REVENIDO [°C]	DUREZA HRC	DUREZA VICKERS HV
200	51 ± 2	535 ± 28
400	45 ± 1	452 ± 12
600	32 ± 1	317 ± 10

1.2.2. ENSAYO DE TENSION

En el cuadro 1 se muestran los valores de esfuerzo de fluencia y esfuerzo último promedio para cada material obtenidos de los ensayos de tensión.

Cuadro 1. Resultados de los ensayos de tensión para cada condición de tratamiento térmico.

TEMPERATURA DE REVENIDO	PROMEDIO (MPa)
Sy (MPa)- Revenido a 200°C	1403 ± 320
Sy (MPa)- Revenido a 400°C	1126 ± 60
Sy (MPa)- Revenido a 600°C	775 ± 35
Sut (MPa)- Revenido a 200°C	1512 ± 237
Sut (MPa)- Revenido a 400°C	1292 ± 14
Sut (MPa)- Revenido a 600°C	887 ± 44

El comportamiento de los valores de esfuerzo último es inverso al aumento de la temperatura de revenido, es decir, al aumentar la temperatura de revenido en el acero SAE 4140 disminuye respectivamente el esfuerzo último del material.

1.2.3. MEDICIÓN DE RUGOSIDAD

En el cuadro 2 se muestra la rugosidad superficial según el parámetro Ra obtenida de 5 probetas para cada condición de tratamiento térmico.

Cuadro 2. Rugosidad de las probetas

TEMPERATURA DE REVENIDO	RUGOSIDAD Ra [μm]
Probetas revenidas a 200°C	0,08 ± 0,02
Probetas revenidas a 400°C	0,09 ± 0,02
Probetas revenidas a 600°C	0,04 ± 0,01

Estos valores están muy por debajo del valor máximo permisible por norma de 0,2 μm debido al excelente acabado superficial realizado, lo que permitirá que no se nucleen grietas a causa de rayones (concentradores de esfuerzos) si no a causas típicas del movimiento de los planos cristalográficos de la superficie en la zona de mayor esfuerzo (zona central de la probeta).

12.4. ENSAYOS DE FATIGA CON CORROSIÓN

12.4.1. Ensayos probetas revenidas a 200°C. En la tabla 9 se presentan los resultados preliminares obtenidos en el ensayo de fatiga en agua marina para las probetas revenidas a 200°C.

Tabla 9. Resultados preliminares de los ensayos de fatiga en agua marina de probetas revenidas a 200°C.

ENSAYOS PRELIMINARES DE FATIGA CON CORROSIÓN- REVENIDO A 200°C						
# Probeta	Porcentaje de esfuerzo aplicado (%Sut)	Carga aplicada en la máquina [Kg]	Esfuerzo aplicado probeta [MPa]	Ciclos de falla [N]	Log S	Log N
10	80%	31	1348,79	44269	3,13	4,65
11	80%	31	1348,79	97146	3,13	4,99
12	80%	31	1348,79	61601	3,13	4,79
13	70%	27	1180,20	158096	3,07	5,20
14	70%	27	1180,20	74029	3,07	4,87
15	70%	27	1180,20	81748	3,07	4,91
16	60%	23	1011,60	583013	3,01	5,77
17	60%	23	1011,60	163991	3,01	5,21
18	60%	23	1011,60	99602	3,01	5,00

Para determinar el número de probetas restantes se utilizó la gráfica de la sección anterior 9,3 (figura 13) y se calculó el promedio (\bar{X}), desviación estándar (S), coeficiente de variación (CV) mostrados en la tabla 10.

Tabla 10. Resultados estadísticos preliminares de probetas revenidas a 200°C

NIVEL DE ESFUERZO								
0,8% S_{ut}			0,7% S_{ut}			0,6% S_{ut}		
\bar{X}	S	CV(%)	\bar{X}	S	CV(%)	\bar{X}	S	CV(%)
4,81	0,17	3,56	4,99	0,18	3,59	5,33	0,40	7,43

En los ensayos preliminares se utilizaron 9 probetas, con el análisis estadístico se determinó el número de probetas que hacían falta por cada nivel de esfuerzo. Se usó un porcentaje de error del 5% y un nivel de confianza del 90%. En la tabla 11 se presentan los resultados obtenidos luego de realizar los ensayos restantes de fatiga en agua marina. El análisis estadístico arrojó un número de probetas de 1 adicional para el 80% del esfuerzo último, 1 adicional para el 70% del esfuerzo último y 5 adicionales para el 60% del esfuerzo último, para un total de 13 probetas.

Tabla 11. Resultados ensayos fatiga, probetas revenidas a 200°C.

ENSAYOS DE FATIGA CON CORROSIÓN- REVENIDO A 200°C						
# Probeta	Porcentaje de esfuerzo aplicado (% S_{ut})	Carga aplicada en la máquina [Kg]	Esfuerzo aplicado probeta [MPa]	Ciclos de falla [N]	Log S	Log N
12	80%	31	1348,79	61601	3,13	4,79
10	80%	31	1348,79	44269	3,13	4,65
35	80%	31	1348,79	55782	3,13	4,75
11	80%	31	1348,79	97146	3,13	4,99
36	70%	27	1180,20	98629	3,07	4,99
13	70%	27	1180,20	158096	3,07	5,20
14	70%	27	1180,20	74029	3,07	4,87
15	70%	27	1180,20	81748	3,07	4,91
17	60%	23	1011,60	163991	3,01	5,21
37	60%	23	1011,60	139561	3,01	5,14
38	60%	23	1011,60	171820	3,01	5,24

39	60%	23	1011,60	185454	3,01	5,27
40	60%	23	1011,60	157329	3,01	5,20
41	60%	23	1011,60	162544	3,01	5,21
16	60%	23	1011,60	583013	3,01	5,77
18	60%	23	1011,60	99602	3,01	5,00

En el cuadro 3 se muestran los resultados del análisis estadístico de los valores de la tabla 11. Se calcularon nuevos valores de promedio (\bar{X}), desviación estándar (S), coeficiente de variación (CV), intervalo de confianza y el error porcentual.

Cuadro 3. Validación de los resultados de los ensayos de fatiga con corrosión de las probetas revenidas a 200°C

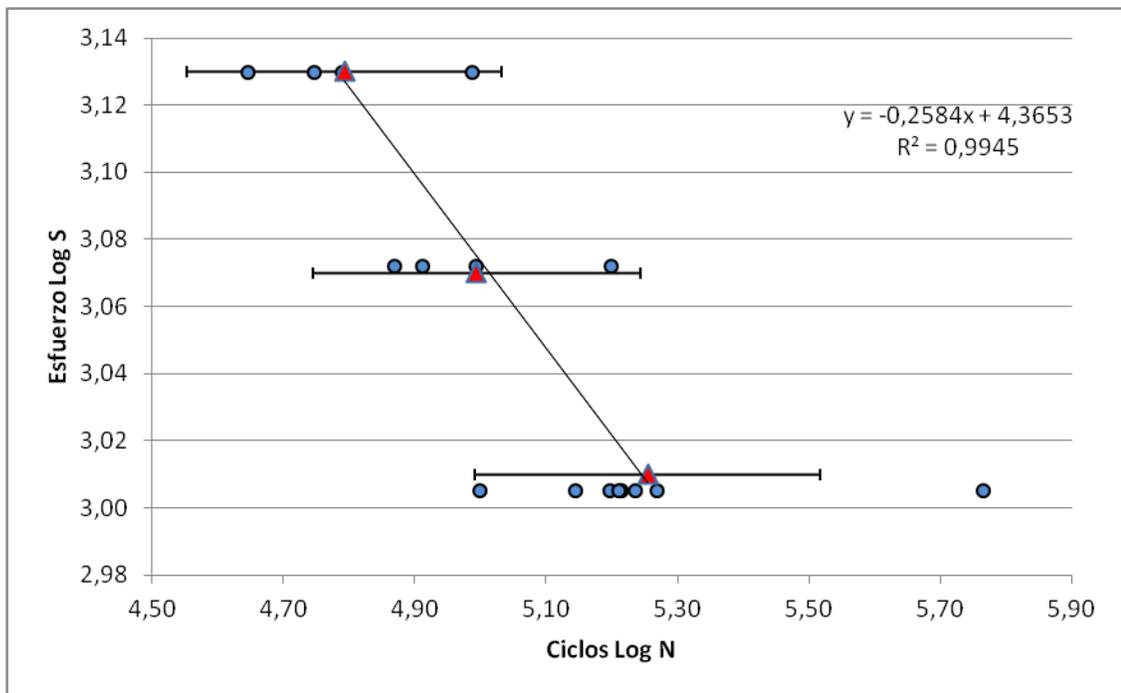
Nivel de esfuerzo	80% Sut	\bar{X}	4,79
		S	0,14
		CV(%) Experimental	2,99
		CV(%) Esperado	4
		Intervalo de confianza	0,14
		Error %	4,76
	70% Sut	\bar{X}	4,99
		S	0,15
		CV(%) Experimental	2,93
		CV(%) Esperado	5
		Intervalo de confianza	0,14
		Error %	4,66
	60% Sut	\bar{X}	5,25
		S	0,22
		CV(%) Experimental	4,23
		CV(%) Esperado	7
		Intervalo de confianza	0,15
		Error %	3,54

Al observar detalladamente los coeficientes de variación del cuadro 3 se nota una diferencia entre el coeficiente de variación experimental y el coeficiente de

variación esperado, siendo el experimental menor que el esperado lo que implica que no fue necesario realizar más ensayos de fatiga y por lo tanto se considera que los resultados son estadísticamente adecuados dado que se encuentran por debajo del 5% de error.

En la gráfica 1 se muestra la gráfica Log S vs Log N del acero SAE 4140 revenido a 200°C con el nivel de confianza y el porcentaje de error indicado.

Gráfica 1. Curva S-N acero SAE 4140 revenido a 200°C con un nivel de confianza del 90% y un porcentaje de error del 5%.



En la grafica 1 se observan los resultados obtenidos luego de graficar el logaritmo en base diez del esfuerzo aplicado (S) versus el logaritmo en base diez de los ciclos de falla (N). Las probetas falladas se representan como círculos azules, el valor promedio se muestra como triángulos rojos y el intervalo de confianza al 95% de confiabilidad. El comportamiento de la gráfica 1 es lineal de escala logarítmica y se observa un aumento de la dispersión de las probetas fracturadas a medida que disminuye el nivel de esfuerzo.

En la ecuación 2 se muestra la ecuación de la recta de la gráfica anterior y con ella se realizó una extrapolación para determinar la resistencia a la fatiga a 10^6 ciclos (límite de la vida finita).

Ecuación 2. Linealización de la curva S-N del acero SAE 4140 revenido a 200°C.

$$y = -0,2584x + 4,3653$$

El valor de resistencia a la fatiga experimental evaluado a 10^6 ciclos se presenta a continuación:

$$10^{2,8149} = 652,98 \text{ MPa}$$

Por lo tanto la resistencia a la fatiga experimental en un agua marina del acero SAE 4140 templado y revenido a 200°C es 652,98 MPa.

12.4.2. Ensayos probetas revenidas a 400°C

En la tabla 12 se muestran los resultados preliminares obtenidos en el ensayo de fatiga en agua marina para las probetas revenidas a 400°C.

Tabla 12. Resultados preliminares de los ensayos de fatiga en agua marina de probetas revenidas a 400°C.

ENSAYOS PRELIMINARES DE FATIGA CON CORROSIÓN- REVENIDO A 400°C						
# Probeta	Porcentaje de esfuerzo aplicado (%Sut)	Carga aplicada en la máquina [Kg]	Esfuerzo aplicado probeta [MPa]	Ciclos de falla [N]	Log S	Log N
19	80%	26	1033,60	35099	3,01	4,55
20	80%	26	1033,60	22807	3,01	4,36
21	80%	26	1033,60	44740	3,01	4,65
22	70%	23	904,40	76116	2,96	4,88
23	70%	23	904,40	37608	2,96	4,58
24	70%	23	904,40	54574	2,96	4,74
25	60%	20	775,20	122034	2,89	5,09
26	60%	20	775,20	55005	2,89	4,74
27	60%	20	775,20	180340	2,89	5,26

Para determinar el número de probetas restantes se usó la gráfica de la sección anterior 9,3 (figura 13) y se calculó el promedio (\bar{X}), desviación estándar (S), coeficiente de variación (CV) mostrados en la tabla 13.

Tabla 13. Resultados estadísticos preliminares de probetas revenidas a 400°C

NIVEL DE ESFUERZO								
0,8% S_{ut}			0,7% S_{ut}			0,6% S_{ut}		
\bar{X}	S	CV(%)	\bar{X}	S	CV(%)	\bar{X}	S	CV(%)
4,52	0,15	3,28	4,73	0,15	3,24	5,03	0,26	5,23

En los ensayos preliminares se utilizaron 9 probetas, con el análisis estadístico se determinó el número de probetas que hacían falta por cada nivel de esfuerzo. Se usó un porcentaje de error del 5% y un nivel de confianza del 90%. En la tabla 14 se presentan los resultados obtenidos luego de realizar los ensayos restantes de fatiga en agua marina. El análisis estadístico arrojó un número de probetas de 1 adicional para el 80% del esfuerzo último, 1 adicional para el 70% del esfuerzo último y 3 adicionales para el 60% del esfuerzo último, para un total de 14 probetas.

Tabla 14. Resultados ensayos fatiga, probetas revenidas a 400°C.

ENSAYOS DE FATIGA CON CORROSIÓN- REVENIDO A 400°C						
# Probeta	Porcentaje de esfuerzo aplicado (% S_{ut})	Carga aplicada en la máquina [Kg]	Esfuerzo aplicado probeta [MPa]	Ciclos de falla [N]	Log S	Log N
19	80%	26	1033,60	35099	3,01	4,55
20	80%	26	1033,60	22807	3,01	4,36
42	80%	26	1033,60	36882	3,01	4,57
21	80%	26	1033,60	44740	3,01	4,65
22	70%	23	904,40	76116	2,96	4,88
23	70%	23	904,40	37608	2,96	4,58
24	70%	23	904,40	54574	2,96	4,74
43	70%	23	904,40	61196	2,96	4,79
44	60%	20	775,20	74671	2,89	4,87
27	60%	20	775,20	180340	2,89	5,26
25	60%	20	775,20	122034	2,89	5,09
26	60%	20	775,20	55005	2,89	4,74
45	60%	20	775,20	104690	2,89	5,02
46	60%	20	775,20	135005	2,89	5,13

En el cuadro 4 se muestran los resultados del análisis estadístico de los valores de la tabla 14. Se calcularon nuevos valores de promedio (\bar{X}), desviación estándar (S), coeficiente de variación (CV), intervalo de confianza y el error porcentual.

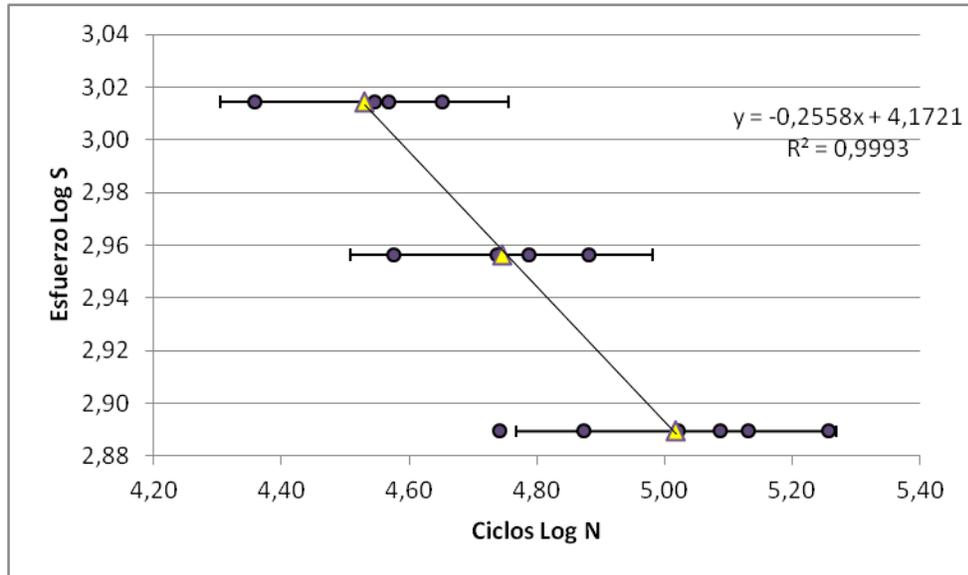
Cuadro 4. Validación de los resultados de los ensayos de fatiga con corrosión de las probetas revenidas a 400°C

Nivel de esfuerzo	80% Sut	\bar{X}	4,53
		S	0,12
		CV(%) Experimental	2,72
		CV(%) Esperado	4
		Intervalo de confianza	0,12
		Error %	4,34
	70% Sut	\bar{X}	4,75
		S	0,13
		CV(%) Experimental	2,70
		CV(%) Esperado	5
		Intervalo de confianza	0,13
		Error %	4,30
	60% Sut	\bar{X}	5,02
		S	0,19
		CV(%) Experimental	3,70
		CV(%) Esperado	7
		Intervalo de confianza	0,15
		Error %	3,88

Al observar detalladamente los coeficientes de variación del cuadro 4 se nota una diferencia entre el coeficiente de variación experimental y el coeficiente de variación esperado, siendo el experimental menor que el esperado lo que implica que no fue necesario realizar más ensayos de fatiga y por lo tanto se considera que los resultados son estadísticamente adecuados por estar debajo del 5% de error.

En la gráfica 2 se muestra la gráfica Log S vs Log N del acero SAE 4140 revenido a 400°C con el nivel de confianza y el porcentaje de error indicado.

Gráfica 2. Curva S-N acero SAE 4140 revenido a 400°C con un nivel de confianza del 90% y un porcentaje de error del 5%.



En la gráfica 2 se observan los resultados obtenidos luego de graficar el logaritmo en base diez del esfuerzo aplicado (S) versus el logaritmo en base diez de los ciclos de falla (N). Las probetas falladas se representan como círculos morados, el valor promedio se muestra como triángulos amarillos y el intervalo de confianza al 95% de confiabilidad. El comportamiento de la gráfica 2 es lineal de escala logarítmica y se observa un leve aumento de la dispersión de las probetas fracturadas a medida que disminuye el nivel de esfuerzo.

En la ecuación 3 se muestra la ecuación de la recta de la gráfica anterior y con ella se realizó una extrapolación para determinar la resistencia a la fatiga a 10^6 ciclos.

Ecuación 3. Linealización de la curva S-N del acero SAE 4140 revenido a 400°C.

$$y = -0,2558x + 4,1721$$

El valor de resistencia a la fatiga experimental evaluado a 10^6 ciclos se presenta a continuación:

$$10^{2,6373} = 433,81 \text{ MPa}$$

Por lo tanto la resistencia a la fatiga experimental en un ambiente corrosivo de agua marina del acero SAE 4140 templado y revenido a 400°C es 433,81 MPa.

12.4.3. Ensayos probetas revenidas a 600°C. En la tabla 15 se presentan los resultados preliminares obtenidos en el ensayo de fatiga en agua marina para las probetas revenidas a 600°C.

Tabla 15. Resultados preliminares de los ensayos de fatiga en agua marina de probetas revenidas a 600°C.

ENSAYOS PRELIMINARES DE FATIGA CON CORROSIÓN- REVENIDO A 600°C						
# Probeta	Porcentaje de esfuerzo aplicado (%Sut)	Carga aplicada en la máquina [Kg]	Esfuerzo aplicado probeta [MPa]	Ciclos de falla [N]	Log S	Log N
1	80%	18	709,60	26152	2,85	4,42
2	80%	18	709,60	38730	2,85	4,59
3	80%	18	709,60	18176	2,85	4,26
4	70%	16	620,90	42229	2,79	4,63
5	70%	16	620,90	78160	2,79	4,89
6	70%	16	620,90	26560	2,79	4,42
7	60%	14	532,19	154830	2,73	5,19
8	60%	14	532,19	37085	2,73	4,57
9	60%	14	532,19	90682	2,73	4,96

Para determinar el número de probetas restantes se utilizó la gráfica de la sección anterior 9,3 (figura 13) y se calculó el promedio (\bar{X}), desviación estándar (S), coeficiente de variación (CV) mostrados en la tabla 16.

Tabla 16. Resultados estadísticos preliminares de probetas revenidas a 600°C

NIVEL DE ESFUERZO								
0,8% <i>S</i> _{ut}			0,7% <i>S</i> _{ut}			0,6% <i>S</i> _{ut}		
\bar{X}	S	CV(%)	\bar{X}	S	CV(%)	\bar{X}	S	CV(%)
4,42	0,16	3,72	4,65	0,24	5,06	4,9	0,31	6,39

En los ensayos preliminares se utilizaron 9 probetas, con el análisis estadístico se determinó el número de probetas que hacían falta por cada nivel de esfuerzo. Se usó un porcentaje de error del 5% y un nivel de confianza del 90%. En la tabla 17 se presentan los resultados obtenidos luego de realizar los ensayos restantes de fatiga en agua marina. El análisis estadístico arrojó un número de probetas de 1 adicional para el 80% del esfuerzo último, 2 adicionales para el 70% del esfuerzo último y 4 adicionales para el 60% del esfuerzo último, para un total de 16 probetas.

Tabla 17. Resultados ensayos fatiga, probetas revenidas a 600°C.

ENSAYOS DE FATIGA CON CORROSIÓN- REVENIDO A 600°C						
# Probeta	Porcentaje de esfuerzo aplicado (% <i>S</i> _{ut})	Carga aplicada en la máquina [Kg]	Esfuerzo aplicado probeta [MPa]	Ciclos de falla [N]	Log S	Log N
3	80%	18	709,60	18176	2,85	4,26
28	80%	18	709,60	29530	2,85	4,47
1	80%	18	709,60	26152	2,85	4,42
2	80%	18	709,60	38730	2,85	4,59
29	70%	16	620,90	39612	2,79	4,60
4	70%	16	620,90	42229	2,79	4,63
6	70%	16	620,90	26560	2,79	4,42
30	70%	16	620,90	58379	2,79	4,77
5	70%	16	620,90	78160	2,79	4,89
9	60%	14	532,19	90682	2,73	4,96
31	60%	14	532,19	86509	2,73	4,94
7	60%	14	532,19	154830	2,73	5,19
32	60%	14	532,19	95635	2,73	4,98
33	60%	14	532,19	105478	2,73	5,02
8	60%	14	532,19	37085	2,73	4,57
34	60%	14	532,19	87580	2,73	4,94

En el cuadro 5 se muestran los resultados del análisis estadístico de los valores de la tabla 17. Se calcularon nuevos valores de promedio (\bar{X}), desviación estándar (S), coeficiente de variación (CV), intervalo de confianza y porcentaje de error.

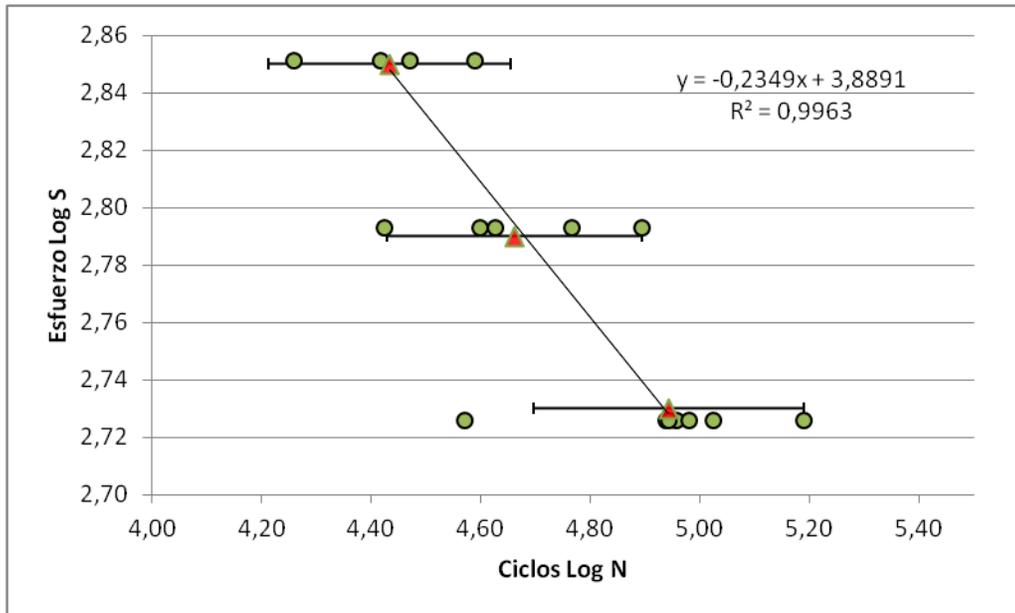
Cuadro 5. Validación de los resultados de los ensayos de fatiga con corrosión de las probetas revenidas a 600°C

Nivel de esfuerzo	80% Sut	\bar{X}	4,43
		S	0,14
		CV(%) Experimental	3,1
		CV(%) Esperado	4
		Intervalo de confianza	0,13
		Error %	4,89
	70% Sut	\bar{X}	4,66
		S	0,18
		CV(%) Experimental	3,81
		CV(%) Esperado	5
		Intervalo de confianza	0,16
		Error %	4,73
	60% Sut	\bar{X}	4,04
		S	0,19
		CV(%) Experimental	3,77
		CV(%) Esperado	7
		Intervalo de confianza	0,14
		Error %	3,49

Al analizar los coeficientes de variación del cuadro 5 se observa una diferencia entre el coeficiente de variación experimental y el coeficiente de variación esperado, siendo el experimental menor que el esperado lo que implica que no fue necesario realizar más ensayos de fatiga y por lo tanto se considera que los resultados son estadísticamente adecuados por estar debajo del 5% de error.

En la gráfica 3 se muestra la gráfica Log S vs Log N del acero SAE 4140 revenido a 600°C con el nivel de confianza y el porcentaje de error indicado.

Gráfica 3. Curva S-N acero SAE 4140 revenido a 600°C con un nivel de confianza del 90% y un porcentaje de error del 5%.



En la gráfica 3 se observan los resultados obtenidos luego de graficar el logaritmo en base diez del esfuerzo aplicado (S) versus el logaritmo en base diez de los ciclos de falla (N). Las probetas falladas se representan como círculos verdes, el valor promedio se muestra como triángulos rojos y el intervalo de confianza al 95% de confiabilidad. El comportamiento de la gráfica 3 es lineal de escala logarítmica y se observa un aumento de la dispersión de las probetas fracturadas a medida que disminuye el nivel de esfuerzo.

En la ecuación 4 se muestra la ecuación de la recta de la gráfica anterior y con ella se realizó una extrapolación para determinar la resistencia a la fatiga a 10^6 ciclos.

Ecuación 4. Linealización de la curva S-N del acero SAE 4140 revenido a 600°C.

$$y = -0,2349x + 3,8891$$

El valor de resistencia a la fatiga experimental evaluado a 10^6 ciclos se presenta a continuación:

$$10^{2,4797} = 301,79 \text{ MPa}$$

Por lo tanto la resistencia a la fatiga experimental en un ambiente corrosivo de agua marina del acero SAE 4140 templado y revenido a 600°C es 301,79 MPa.

En el cuadro 6 se presenta el contraste entre los valores característicos obtenidos para las tres condiciones de tratamiento térmico del acero SAE 4140.

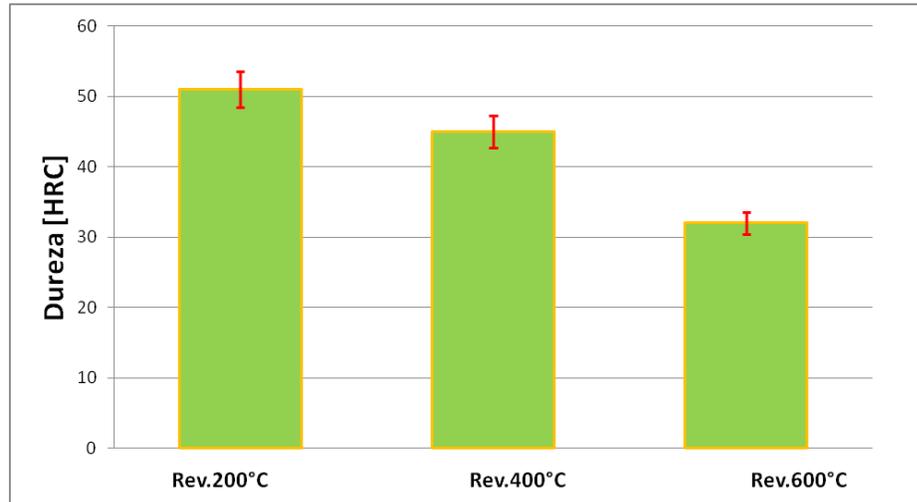
Cuadro 6. Propiedades mecánicas y fatiga del acero SAE 4140 tratado térmicamente.

Característica	Rev. 200°C	Rev. 400°C	Rev. 600°C
Dureza (HRC)	51 ± 2	45 ± 1	32 ± 1
Esfuerzo último (MPa)	1512 ± 237	1292 ± 14	887 ± 44
Resistencia a la fatiga experimental (MPa) a 10 ⁶ ciclos.	652,98 ± 0,193	433,81 ± 0,165	301,79 ± 0,189

Del cuadro anterior se observa un comportamiento inverso entre la temperatura de revenido y la dureza, a medida que aumenta la temperatura de revenido disminuye la dureza del material, esta relación era la esperada según lo reportado en la literatura en el capítulo 10 (tabla 1). La temperatura de revenido afecta el valor del esfuerzo último del acero SAE 4140 dado que al incrementar la temperatura de revenido se disminuye la resistencia última del material.

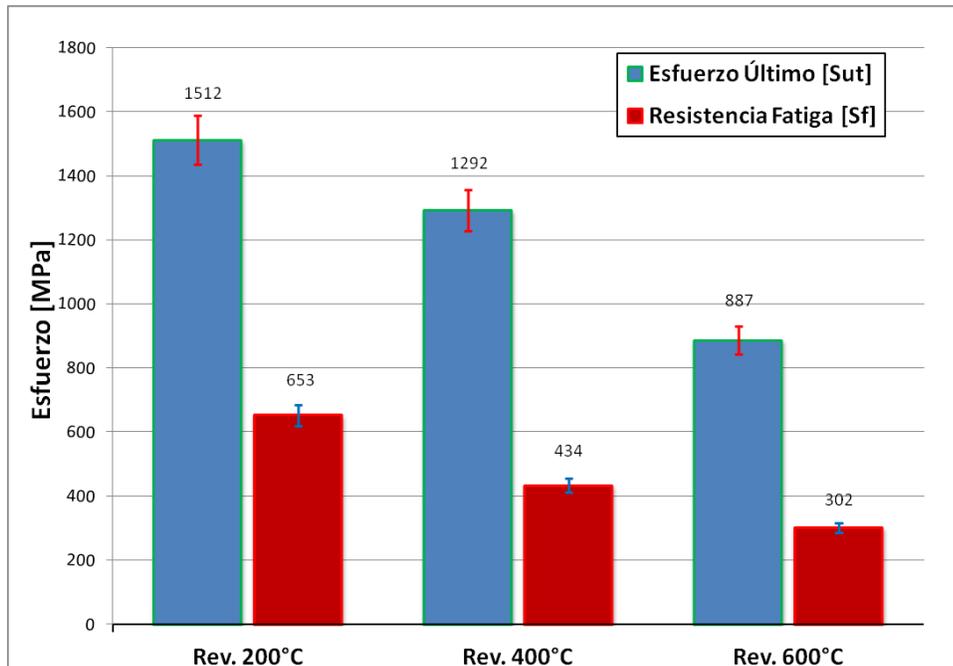
En la gráfica 4 se observa la comparación entre las durezas obtenidas para las diferentes temperaturas de revenido.

Gráfica 4. Comparación entre las durezas para diferentes temperaturas de revenido.



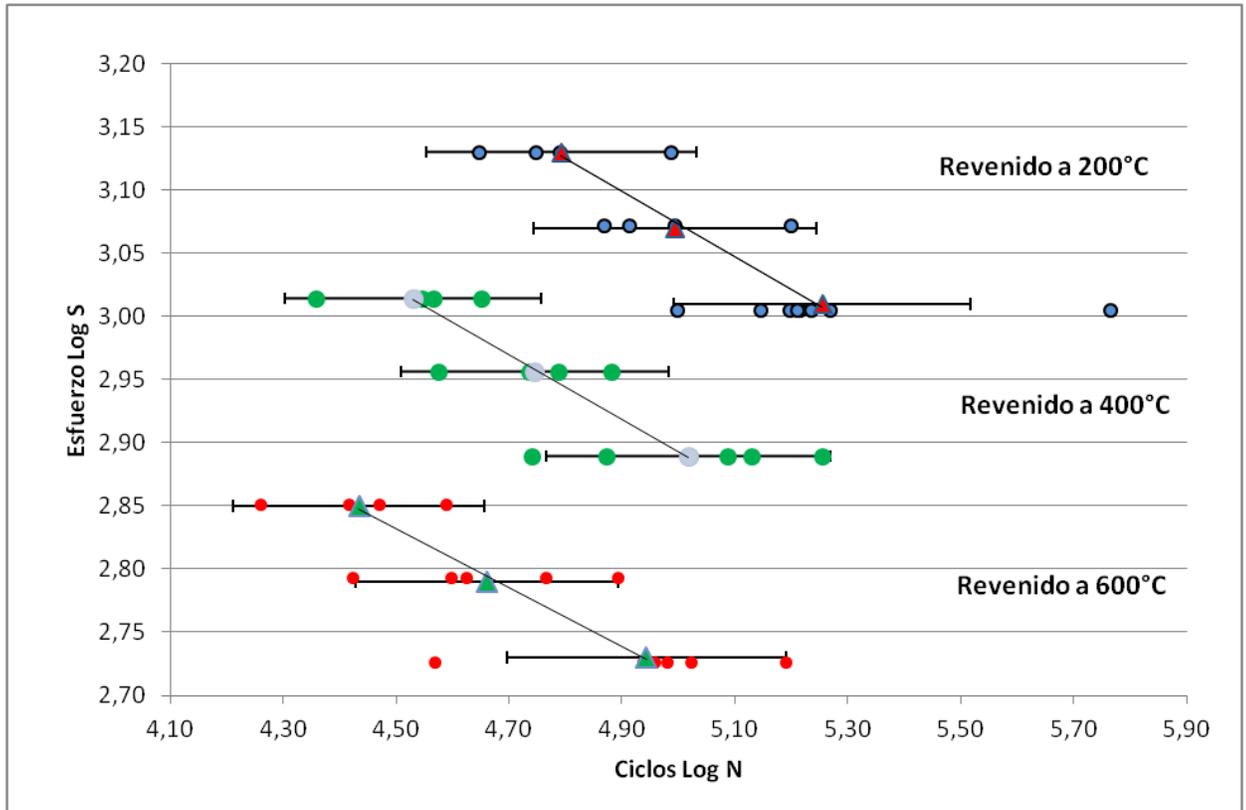
La resistencia a la fatiga experimental de los tres materiales disminuye conforme aumenta la temperatura de revenido como se muestra en la gráfica 5. El incremento de la temperatura de revenido provoca cambios microestructurales en el material lo que conlleva a una disminución en las tres características estudiadas (dureza, esfuerzo último y resistencia a la fatiga).

Gráfica 5. Comparación entre el esfuerzo último y la resistencia a la fatiga para diferentes temperaturas de revenido.



En la gráfica 6 se presentan la comparación entre las curvas S-N para las diferentes condiciones de tratamiento térmico, se observa la disminución de la resistencia a la fatiga conforme disminuye la temperatura de revenido.

Gráfica 6. Comparación entre las curvas S-N para el acero SAE 4140 revenido a 200°C, 400°C y 600°C.

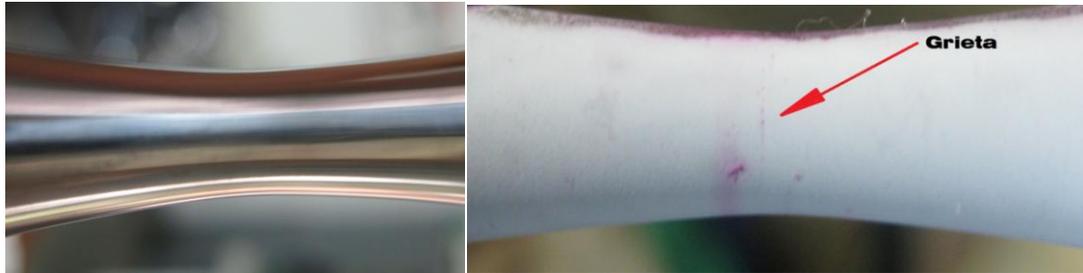


12.5. IDENTIFICACIÓN DE GRIETAS EN EL ENSAYO DE FATIGA

Uno de los retos principales que se debía enfrentar al tratar de identificar grietas, era precisamente el de lograr observar la aparición de la grieta en el momento justo, debido a que no se sabía la cantidad de ciclos exactos a los cuales la grieta iba a hacer su aparición. Otro reto fue el de no tener la certeza de la posible aparición de la grieta, debido a que así como probablemente podría aparecer a los ciclos iniciales o a los ciclos medios, también podría aparecer a los ciclos finales, justo antes de la fractura, con ciclos de crecimiento muy cortos e imposibilitando su identificación.

La revelación de las grietas para la mayoría de las probetas se identificó como se observa en la figura 21. El líquido penetrante absorbió la tinta depositada en la grieta y la reveló en la superficie. Se muestra la superficie antes de iniciar los ensayos y la misma superficie con la nucleación de la grieta.

Figura 21. Identificación de grieta en el ensayo de fatiga con corrosión.



12.5.1. Identificación de grietas probetas revenidas a 200°C. En la tabla 18 se presentan los resultados obtenidos en la identificación de grieta en el ensayo de fatiga en agua marina para las probetas revenidas a 200°C.

Se observan dos valores de identificación de grieta, un valor inicial y un valor final para cada probeta. El valor inicial corresponde en la tabla al ciclo previo a la identificación de grieta lo que significa que es el último ciclo analizado en el que no se encontró ninguna grieta, el valor final corresponde en la tabla al ciclo de identificación de grieta lo que significa que en ese ciclo analizado se reveló una grieta, por lo tanto, no se tiene un ciclaje exacto en el que la grieta haya aparecido, pero si se tiene un rango en el que con seguridad la grieta apareció. En la tabla también se observa un ciclo promedio del intervalo de la grieta, el cual se utilizará para graficar la curva S-N.

Tabla 18. Resultados de las identificaciones de grietas en el ensayo de fatiga en agua marina de probetas revenidas a 200°C.

ENSAYOS CORROSIÓN- FATIGA- REVENIDO A 200°C									
# Probeta	Porcentaje de esfuerzo aplicado (%Sut)	Carga aplicada en la máquina [Kg]	Esfuerzo aplicado probeta [MPa]	Ciclo previo a la identificación de grieta[N]	Ciclo de identificación de grieta [N]	Ciclo de nucleación promedio[N]	Log S	Log N	Ciclo de fractura
12	80%	31	1348,79	44973	52084	48529	3,13	4,69	61601
10	80%	31	1348,79	31886	37302	34594	3,13	4,54	44269
35	80%	31	1348,79	40750	52039	46395	3,13	4,67	55782
36	70%	27	1180,20	85772	91609	88691	3,07	4,95	98629
14	70%	27	1180,20	65096	70010	67553	3,07	4,83	74029
15	70%	27	1180,20	60115	70560	65338	3,07	4,82	81748
37	60%	23	1011,60	110015	120520	115268	3,01	5,06	139561
40	60%	23	1011,60	100691	110780	105736	3,01	5,02	157329
41	60%	23	1011,60	85009	90533	87771	3,01	4,94	162544

12.5.2. Identificación de grietas probetas revenidas a 400°C. En la tabla 19 se presentan los resultados preliminares obtenidos en la identificación de grieta en el ensayo de fatiga en agua marina para las probetas revenidas a 200°C.

Tabla 19. Resultados de las identificaciones de grietas en el ensayo de fatiga en agua marina de probetas revenidas a 400°C.

ENSAYOS CORROSIÓN - FATIGA- REVENIDO A 400°C									
# Probeta	Porcentaje de esfuerzo aplicado (%Sut)	Carga aplicada en la máquina [Kg]	Esfuerzo aplicado probeta [MPa]	Ciclo previo a la identificación de grieta[N]	Ciclos de identificación de grieta[N]	Ciclo nucleación promedio[N]	Log S	Log N	Ciclo de fractura
19	80%	26	1033,60	15032	20671	17852	3,01	4,25	35099
20	80%	26	1033,60	10508	15029	12769	3,01	4,11	22807
21	80%	26	1033,60	29981	35006	32494	3,01	4,51	44740
23	70%	23	904,40	20066	25630	22848	2,96	4,36	37608
24	70%	23	904,40	35302	43007	39155	2,96	4,59	54574
43	70%	23	904,40	40112	50391	45252	2,96	4,66	61196
27	60%	20	775,20	90068	100610	95339	2,89	4,98	180340
45	60%	20	775,20	60019	70862	65441	2,89	4,82	104690
46	60%	20	775,20	85033	95601	90317	2,89	4,96	135005

12.5.3. Identificación de grietas probetas revenidas a 600°C. En la tabla 20 se presentan los resultados preliminares obtenidos en la identificación de grieta en el ensayo de fatiga en agua marina para las probetas revenidas a 600°C.

Tabla 20. Resultados de las identificaciones de grietas en el ensayo de fatiga en agua marina de probetas revenidas a 600°C.

ENSAYOS CORROSIÓN - FATIGA- REVENIDO A 600°C									
# Probeta	Porcentaje de esfuerzo aplicado (%Sut)	Carga aplicada en la máquina [Kg]	Esfuerzo aplicado probeta [MPa]	Ciclo previo a la identificación de grieta[N]	Ciclo de identificación de grieta [N]	Ciclo de nucleación promedio[N]	Log S	Log N	Ciclo de fractura
28	80%	18	709,60	5066	12003	8535	2,85	3,93	29530
1	80%	18	709,60	10977	15780	13379	2,85	4,13	26152
2	80%	18	709,60	15980	20500	18240	2,85	4,26	38730
4	70%	16	620,90	20010	25071	22541	2,79	4,35	42229
30	70%	16	620,90	25036	30100	27568	2,79	4,44	58379
29	70%	16	620,90	11399	20261	15830	2,79	4,20	39612
7	60%	14	532,19	40300	50618	45459	2,73	4,66	154830
33	60%	14	532,19	55001	79968	67485	2,73	4,83	95635
32	60%	14	532,19	50290	60120	55205	2,73	4,74	105478

Al comparar los resultados de fractura con el intervalo de nucleación de grieta se observan diferencias notables, por ejemplo, para el material revenido a 200°C al 80% del esfuerzo último comparado con el 60% del esfuerzo último del mismo material se observa que la diferencia entre el valor de nucleación y la fractura se hace más grande a medida que disminuye el porcentaje de esfuerzo último.

Comparando la proximidad de los valores de nucleación de grieta con los ciclos de fractura al 80% del esfuerzo último para el material revenido a 200°C, con el revenido a 600°C, se observa que para el primero las grietas nuclean a ciclos muy tardíos comparado con el segundo en el cual se nuclean a ciclos más cortos.

El comportamiento de la nucleación de grietas para cada revenido es diferente, dado que al analizar los valores se observa una aparición a elevados ciclos cuando se trata del acero revenido a 200°C y decrece sucesivamente para el revenido a 400°C y 600°C, lo que indica que la microestructura influye en la nucleación

temprana o tardía de las grietas por fatiga. La microestructura del acero revenido a 200°C es más resistente a la fatiga y por los resultados también es resistente a la nucleación de grietas por fatiga.

La microestructura del acero SAE 4140 revenido a 600°C es menos resistente a la fatiga que las otras dos y a su vez permite que se nucleen grietas de forma más temprana afectando la vida del material. El incremento del crecimiento de grietas por fatiga se debe al agua salada, como lo demostró McEvily después de estudiar el comportamiento corrosión- fatiga del acero SAE 4130 en NaCl al 3% [53].

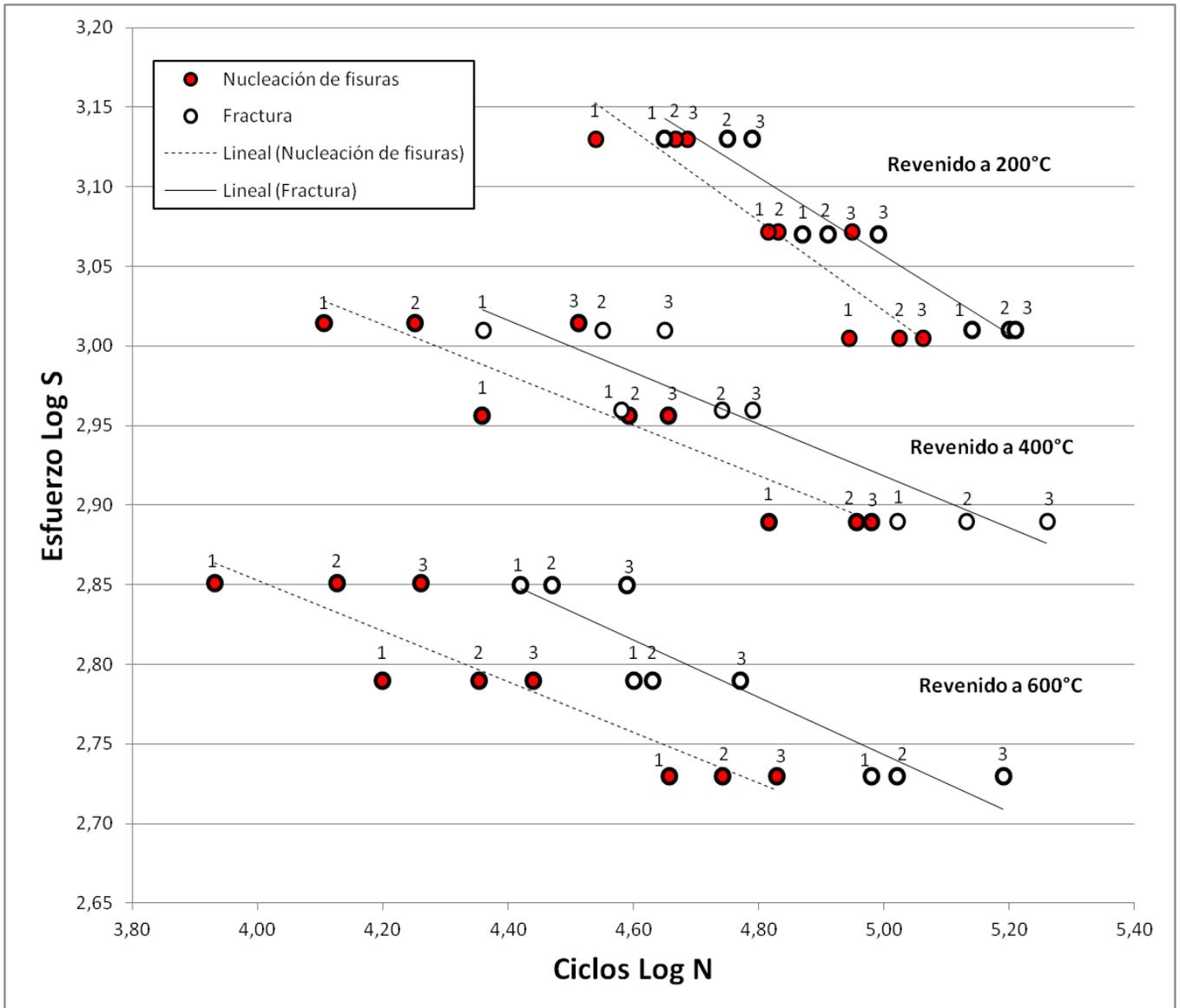
12.5.4. Comparación entre los ciclos de nucleación de grieta con los ciclos de fractura del acero SAE 4140. En la gráfica 7 se presentan las 3 curvas S-N para cada temperatura de revenido. Cada curva se encuentra combinada con grafica S-N de nucleación y su respectiva grafica S-N de fractura en las que se relacionan el promedio del rango de los ciclos de identificación de grieta y los ciclos de fractura de las probetas. También se presenta la linealización de cada curva S-N de nucleación y fractura.

En general se observan dos símbolos con forma circular de color rojo y blanco por cada nivel de esfuerzo y a su vez para cada condición de tratamiento térmico con etiquetas de números en la parte superior de cada símbolo. El círculo rojo representa el valor estimado de la nucleación de grietas por fatiga, el círculo blanco representa el valor de fractura a un determinado número de ciclos y un nivel de esfuerzo.

Las etiquetas sobre cada símbolo representan la numeración de las probetas para cada nivel de esfuerzo, las muestras se enumeran en parejas del 1 al 3 con el objetivo de indicar la nucleación y la fractura para la misma probeta.

Por ejemplo: para la curva S-N revenido a 200°C, en el nivel de esfuerzo a 80% del esfuerzo último se observan dos círculos etiquetados con el número 1 los cuales hacen referencia a la misma probeta, el primer círculo (rojo) indica el ciclo aproximado de la nucleación de grieta, el segundo círculo (blanco) indica el ciclo de fractura. Así sucesivamente para el resto, en total hay tres probetas por cada nivel de esfuerzo y nueve para cada condición de tratamiento térmico.

Gráfica 7. Curvas S-N de la comparación entre los ciclos de nucleación de grieta y los ciclos de fractura del acero SAE 4140.



Comparando el comportamiento de los valores para las tres gráficas se concluye que a medida que aumenta la temperatura de revenido las grietas se hacen visibles a ciclos más bajos, es decir que para la temperatura de revenido a 200°C la grieta aparece a un ciclaje alto, cercano a la fractura y a la temperatura de 600°C la grieta aparece a un ciclaje bajo, lejano a la fractura de la probeta. Por lo tanto los ciclos de crecimiento de grietas son mayores al incrementar la temperatura de revenido.

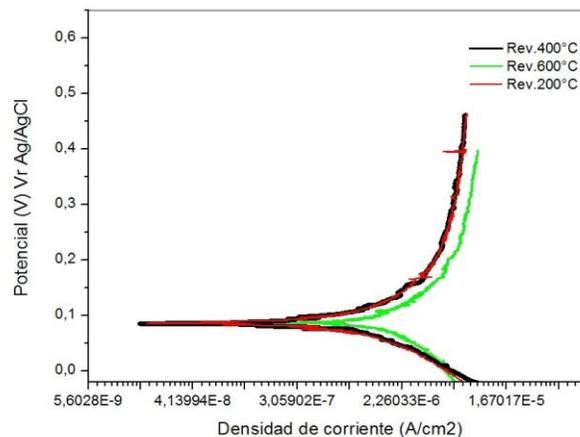
Al tener el acero SAE 4140 revenido a 200°C de mayor resistencia a mecánica, resiste más la nucleación de grietas por fatiga, pero después de formadas crecen más rápido comparado con el mismo acero revenido a 600°C de menor resistencia mecánica [54]. Para el acero SAE 4140 la temperatura de revenido influye sobre su tenacidad a la fractura, al aumentar la temperatura de revenido también aumenta la tenacidad a la fractura esto implica que aumente el tamaño de grieta crítica para cada temperatura de revenido [55]. Con temperaturas de revenido de 200°C a 540°C para el acero SAE 4140 se incrementa su tenacidad a la fractura de 32,7MPa√m a 66MPa√m respectivamente [56].

1.2.6. MEDICIÓN POTENCIAL DE CORROSIÓN

En las gráfica 8 se muestran los diagramas comparativos de Tafel obtenidos en el ensayo de corrosión para las probetas revenidas a 200°C, 400°C y 600°C. Se observa la superposición de las tres curvas de polarización tafel obtenida al graficar el potencial de corrosión versus el logaritmo de la densidad de corriente. La curva superior (anódica) se intersecta con la curva inferior (catódica) lo que corresponde a un comportamiento típico de curvas de Tafel.

El diagrama de tafel de color rojo corresponde al acero SAE 410 revenido a 200°C, el diagrama negro corresponde al revenido a 400°C y el verde corresponde al revenido a 600°C.

Gráfica 8. Curvas de polarización Tafel de probetas revenidas a 200°C, 400°C y 600°C.



En la tabla 21 se presentan los resultados obtenidos en el ensayo de corrosión de los cuales se destaca la velocidad de corrosión MPY (milímetros por año)

Tabla 21. Parámetros calculados a partir de las curvas de polarización Tafel para probetas revenidas a 200°C, 400°C y 600°C.

TEMPERATURA DE REVENIDO [°C]	VELOCIDAD DE CORROSION [MPY]	CORRIENTE DE CORROSION [nA]	VOLTAJE DE CORROSION [mV]
200	56,67	110,3	86,67
400	53,62	104,37	84,60
600	51,29	96,2	71,85

Al analizar el comportamiento del acero SAE 4140 frente a la corrosión en agua marina se observa que a medida que aumenta la temperatura de revenido disminuye la velocidad de corrosión del material. La diferencia entre los tres valores es baja dado que no supera el 5,5%.

Según los resultados obtenidos en la gráfica 7 el material más susceptible al contacto con el agua marina es el revenido a 200°C, pero al comparar la velocidad de corrosión con la resistencia a la fatiga del mismo material se observa que no es precisamente este el material que menos resistencia a la fatiga obtuvo, por lo tanto el efecto que tiene el agua marina por sí sola sobre el acero 4140 revenido no es el mismo que cuando se combina con fatiga.

12.7. METALOGRAFIAS

En las figuras 24, 25 y 26 se observan las micrografías que se obtuvieron para las condiciones de revenido a 200°C, revenido a 400°C y revenido a 600°C respectivamente. En general se obtuvo una microestructura de martensita revenida, a las diferentes temperaturas de revenido. A medida que aumenta la temperatura de revenido se observa un refinamiento de la microestructura.

12.7.1. Micrografía del acero SAE 4140 revenido a 200°C. En la figura 22 se muestra la micrografía a un aumento de 250X de la probeta revenida a 200°C número 38.

Figura 22. Microestructura de probetas revenidas a 200°C.



En la figura anterior (Figura 22) se observa una estructura acicular que corresponde a martensita revenida y también presenta austenita retenida (zonas claras). Esta microestructura es la más dura y mecánicamente más resistente en comparación con las revenidas a 400°C y 600°C, presenta la mayor resistencia a la nucleación de grietas por fatiga y la mayor resistencia a la fatiga.

1.2.7.2. Micrografía del acero SAE 4140 revenido a 400°C. En la figura 23 se muestra la micrografía a un aumento de 250X de la probeta revenida a 400°C número 45.

Figura 23. Microestructura de probetas revenidas a 400°C.



En la figura 23 se observa una microestructura más acicular comparada con la microestructura de la figura anterior [figura 22](#). Comienzan a nuclear precipitados de cementita y la martensita de bajo carbono pierde su tetragonalidad y se convierte en ferrita BCC [34].

12.7.3. Micrografía del acero SAE 4140 revenido a 600°C. En la figura 24 se muestra la micrografía a un aumento de 250X de la probeta revenida a 600°C número 29.

Figura 24. Microestructura de probetas revenidas a 600°C.



La microestructura presente en la figura 24 es martensita revenida, en esta temperatura de revenido se observa una microestructura más fina en comparación a las anteriores, las zonas beige (matriz ferrítica) la cual ya inició su recristalización [34]. Las esferas café (cementita) se empiezan a transformar en partículas esferoidales. De las tres microestructuras, esta presenta mayor ductilidad, menor resistencia mecánica, menor resistencia a la nucleación. La resistencia a la fatiga es menor que para la microestructura revenida a 400°C y aun mucho menor que la revenida a 200°C.

La reducción de las propiedades mecánicas a medida que aumenta la temperatura de revenido se debe a la formación y crecimiento gradual de la cementita en la matriz ferrítica [57]. El porcentaje de martensita tiene un efecto directo sobre el límite de fatiga, por ejemplo un porcentaje de martensita (100%) implica un límite de fatiga alto (600-650 MPa) para aceros aleados de contenido medio de carbono [58], por lo tanto la martensita es la responsable de las ganancias de resistencia como lo muestra Evins [59].

Al comparar las tres microestructuras anteriores con sus respectivos valores obtenidos de resistencia mecánica se observa que la de mayor propiedad mecánica es la condición revenida a 200°C, esto se debe a que la estructura del material obtenido es más homogénea por tener una cementita de tamaño menor, lo que hace que las deformaciones de deslizamientos sean homogéneos provocando dislocaciones más difíciles de lograr [60], para el acero SAE 4140 la martensita revenida de 200°C a 600°C cambia drásticamente [61]. La microestructura obtenida a 200°C comparada con la obtenida a 600° resultó más acicular, a medida que aumentó la temperatura de revenido la cementita se globulizó en una matriz ferrítica (martensita revenida).

Las diferentes fases en la microestructura permiten que se promueva la localización de bandas de deslizamiento las cuales contribuyen perjudicialmente a cada etapa de fatiga [62] o de forma más exacta, las bandas de deslizamiento inducen a la nucleación de grietas por fatiga [63].

Como ya se había mencionado anteriormente las grietas por fatiga se nuclean debido a las extrusiones e intrusiones de los planos cristalográficos adyacentes y paralelos entre sí, los cuales crean una deformación plástica localizada [12]. Para el acero SAE 4140 revenido a 200°C la estructura cristalina no se ha transformado completamente en BCC por estar tan cercana al temple, los átomos de carbono no han salido de los intersticios de la estructura [34], sigue siendo BCT por lo tanto a los planos cristalográficos se les dificulta deslizarse en la estructura tetragonal y las extrusiones e intrusiones no se formarán tan fácilmente, como resultado a la grieta le costará más ciclos nuclearse. Esto concuerda con los resultados obtenidos de nucleación de fisuras (ver tabla 18) en los que las grietas se nuclearon a ciclos tardíos cercanos a la fractura, por lo tanto la condición de revenido a 200°C le da una mayor resistencia a la nucleación de grietas por fatiga al acero SAE 4140.

12.8. ANÁLISIS DE FRACTOGRAFÍA

Para el análisis fractográfico se seleccionaron las probetas ensayadas en fatiga con corrosión número 35 para la condición de revenido a 200°C, la probeta número 27 revenida a 400°C y la probeta número 7 revenida a 600°C. Algunas macrografías presentaron zonas desenfocadas debido a que la falla se presenta en planos distintos, imposibilitando al estereoscopio realizar un enfoque parejo.

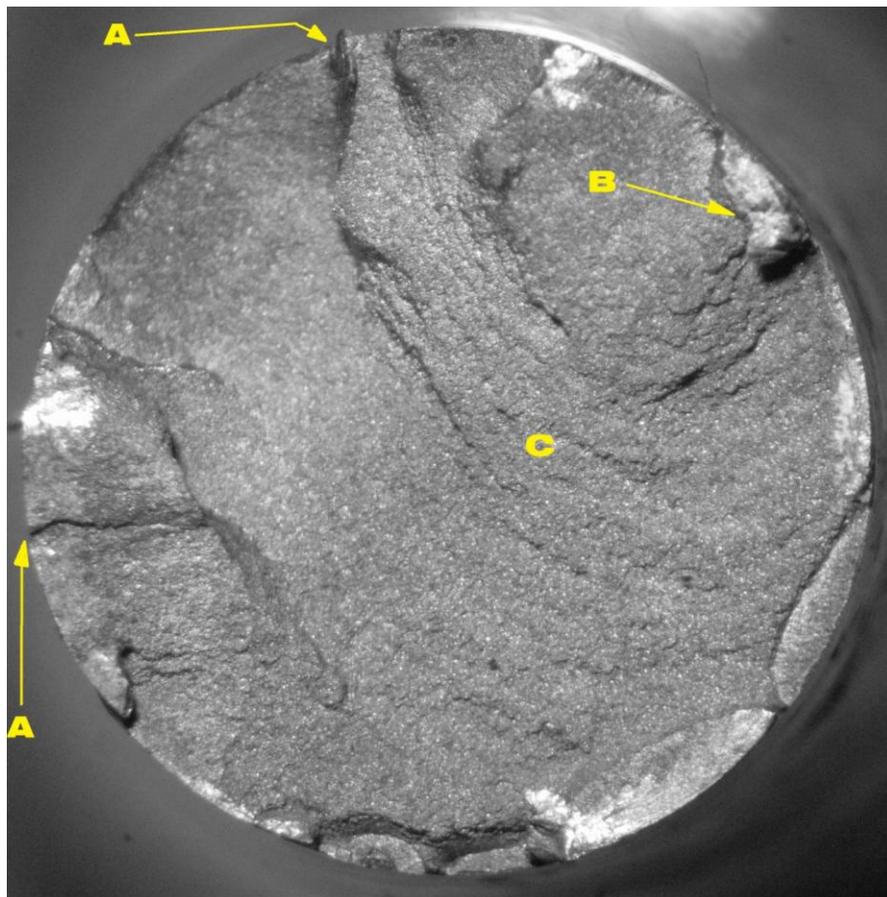
12.8.1. *Inspección de la superficie de fractura del material revenido a 200°C.* En la figura 25 se muestra la zona de fractura de la probeta número 35 ensayada en corrosión fatiga con el 80% del esfuerzo último. No se observan claramente puntos de inicios de grietas, al parecer debido a la dureza de aproximadamente 51 HRC y la alta resistencia mecánica de este material se observan zonas con poca deformación plástica, lo que sugiere una fractura frágil debido al nivel de esfuerzo alto.

Figura 25. Superficie de fractura de probeta ensayada al 80% del esfuerzo último.



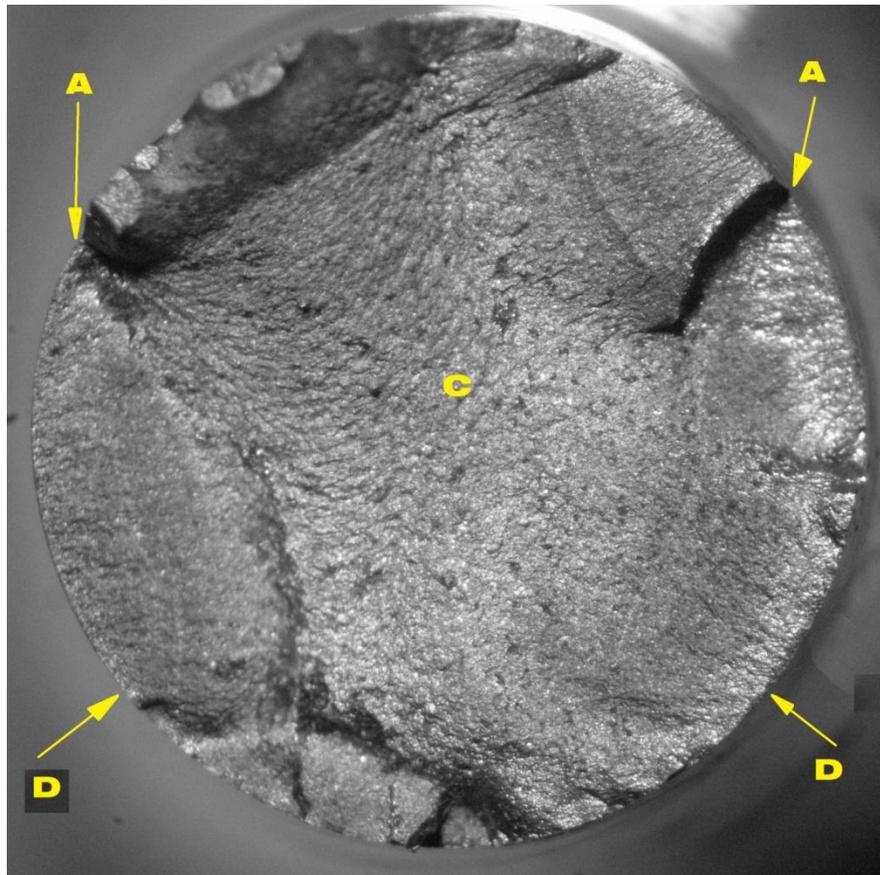
12.8.2. Inspección de la superficie de fractura del material revenido a 400°C. En la figura 26 se presenta la zona de fractura de la probeta número 27 ensayada en corrosión fatiga con el 80% del esfuerzo último. Las flechas (A) indican marcas de trinquete, lo que sugiere que hubo varios sitios de inicios de grieta, la zona de propagación de grietas (C). La zona de fractura final se muestra indicada con la flecha B, se observa un pequeño labio que ha dejado la sobrecarga final. Se observan mayores sitios de inicio de grietas en comparación con la anterior (figura 25) debido a los efectos microestructurales que permiten que se nucleen grietas más fácilmente.

Figura 26. Superficie de falla de probeta ensayada al 80% del esfuerzo último.



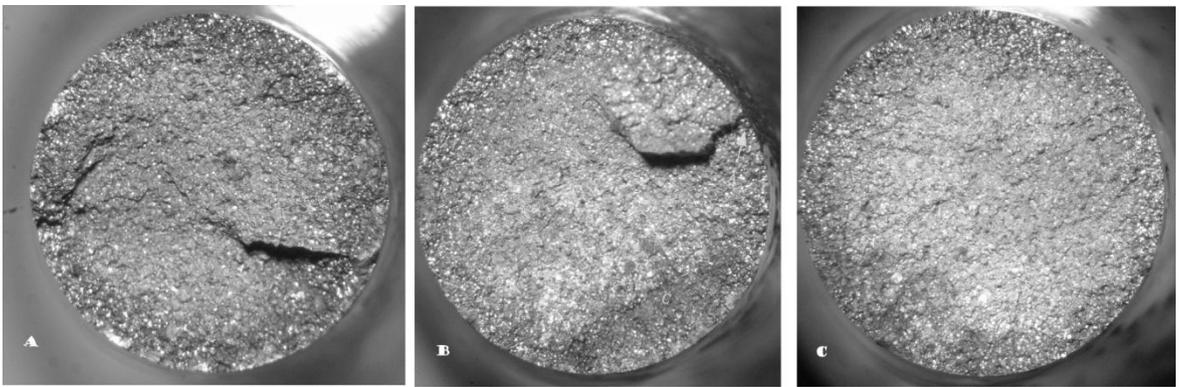
12.8.3. Inspección de la superficie de fractura del material revenido a 600°C. En la figura 27 se muestra la zona de fractura de la probeta número 7 ensayada en corrosión fatiga con el 80% del esfuerzo último. Con las flechas (D) se señalan posibles sitios de inicios de grietas, también se observan varias marcas de trinquete señaladas con las flechas (A), lo que supondría mayores sitios de inicio de grietas, el incremento en el inicio de grieta también lo produce el efecto corrosivo del agua marina, al generar oxidación por picadura en la superficie de la probeta. La zona de propagación (C) se observa que converge en varios puntos debido a la cantidad de sitios de inicio de grietas. Se observa que hubo un aumento en los sitios de inicios de grietas y mayor deformación plástica en comparación con las fractografías anteriores.

Figura 27. Superficie de falla de probeta ensayada al 80% del esfuerzo último



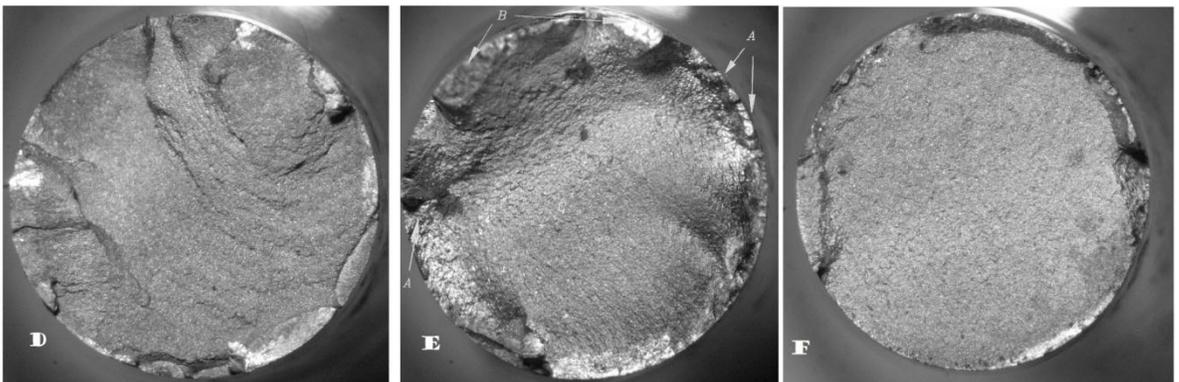
En la figura 28 se observa la comparación de las superficies de falla de las probetas fracturadas a fatiga en contacto con agua marina, revenidas a 200°C para el 80% (A), 70% (B) y 60% (C) del esfuerzo último. El agua marina no generó mayores sitios de nucleación de grieta, ni tampoco el porcentaje de esfuerzo último, esto se ve reflejado en la resistencia a la fatiga de este material al tener la resistencia más alta en comparación con los otros dos materiales (revenido 400°C y 600°C).

Figura 28. Comparación entre las superficies de fracturas revenidas a 200°C



En la figura 29 se observa la comparación de las superficies de falla de las probetas fracturadas a fatiga en contacto con agua marina, revenidas a 400°C para el 80% (D), 70% (E) y 60% (F) del esfuerzo último.

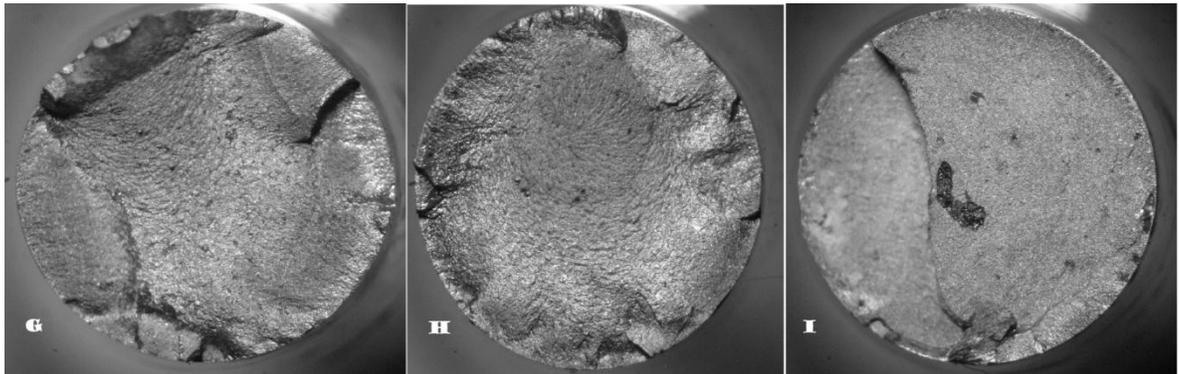
Figura 29. Comparación entre las superficies de fractura revenidas a 400°C.



En la figura 30 se muestran las superficies de falla de las probetas fracturadas a fatiga en contacto con agua marina, revenidas a 600°C para el 80% (G), 70% (H) y 60% (I) del esfuerzo último. Se observa que a medida que disminuye el nivel de

esfuerzo se evidencian menos sitios de nucleación de grieta debido precisamente a la reducción de la carga lo que se ve reflejado no sólo en las zonas de fractura, sino también en los datos obtenidos de fractura. Para el 80% del esfuerzo último en comparación al 60% se evidencia claramente un efecto perjudicial del nivel de esfuerzo lo que implica que la zona de fractura (G) haya fallado a menores ciclos como se puede comprobar con los resultados obtenidos.

Figura 30. Comparación entre las superficies de fractura revenidas a 600°C.



En general se observa al comparar las zonas de fractura para cada condición de tratamiento térmico un aumento de los sitios de inicios de grieta a medida que aumenta tanto la temperatura de revenido pero comparando cada condición por separado la nucleación de grietas disminuye conforme disminuye el nivel de esfuerzo, esto se corrobora con los datos de fatiga con corrosión obtenidos.

Analizando la gráfica de nucleación y fractura ([gráfica 7](#)) del material revenido a 200°C y la fractografía de la figura 28 de la misma condición, se encuentra que los ciclos de propagación de grietas aumentan levemente para niveles de esfuerzos decrecientes, los puntos de nucleación y fractura están más separados para el 60% del esfuerzo último que para el 80% lo que indica que hubo una tendencia a aumentar los ciclos de crecimiento de grietas como lo manifiestan las zonas de fractura de la figura 28 (A) en la que se nota que para el 80% la zona de propagación es más pequeña que para la zona de fractura (C) evaluada al 60% del Sut. La nucleación de grieta en la condición revenida a 200°C, se da a ciclos más tardíos para el 80% del Sut en comparación al 60% del Sut en el que los puntos de nucleación y fractura están más alejados.

Comparando la fractografía de la figura 30 correspondiente al material revenido a 600°C con la gráfica S-N de nucleación de grietas (gráfica 7) se observa poca diferencia en el rango de propagación de grietas para cada nivel de esfuerzo, las fractografías señalan que para disminución del porcentaje del Sut, la zona de propagación de grietas aumenta levemente, en cambio para la curva S-N de nucleación la comparación de propagación se mantiene relativamente igual al comparar por ejemplo las parejas 2-2, 3-3 y 1-1 para los niveles 80%, 70% y 60% del Sut respectivamente.

La correlación más notoria se da al comparar las curvas S-N de nucleación entre cada condición de tratamiento térmico. Al analizar de la gráfica 7 el comportamiento de los puntos de nucleación y fractura para cada nivel de esfuerzo se observa una mayor separación cada vez que se incrementa la temperatura en 200°C lo que indica que la propagación se da a mayores ciclos a medida que aumenta la temperatura de revenido.

En cuanto a la nucleación se observa que al comparar la misma pareja y el mismo nivel de esfuerzo, por ejemplo, al 80% del Sut tomando de cada curva las parejas 1-1, se evidencia la tendencia a nuclearse la grieta a un mayor ciclaje para temperaturas bajas de revenido y se nuclean en un menor ciclaje para las temperaturas más altas de revenido. las zonas de fractura de las figuras 28, 29 y 30 se observa una nucleación de grietas que va aumentando en puntos de inicio para cada incremento en 200°C de la temperatura de revenido, siendo más notorio para el 80% y el 70% del Sut. Las curvas S-N de nucleación en comparación con las fractografías revelan que el material que mas tarda en nuclear grietas es el que menos puntos de nucleación tiene y el que más rápido nuclea grietas es el que más puntos de nucleación tiene esto quiere decir que cuando el material nuclea una grieta a ciclos cercanos a la fractura son esas pocas grietas la que provocan la falla a diferencia de la nucleación a tempranos ciclos en los que el material propaga más lentamente las fisuras.

Según resultados de trabajos anteriores, el ambiente corrosivo tiene un efecto perjudicial sobre algunos aceros [42] y en el acero SAE 4140 [45,64], por lo tanto se asume que el aumento en el inicio de grietas se debe entre otros factores al agua marina. Las fractografías muestran una tendencia evidente respecto a la nucleación de grietas, estas tienden a aumentar conforme aumenta la temperatura de revenido, siendo más severa al observar la cantidad de inicio de grietas en la superficie del material revenido a 600°C. Comparado con los datos obtenidos de

nucleación de grietas para esta condición de revenido (ver tabla 20) las grietas tienden a nuclearse a ciclos tempranos lo que implica un mayor periodo de crecimiento de grietas como se evidencia en la figura anterior (figura 30-G).

En capítulos anteriores ya se mostró que al tener un aumento en las temperaturas de revenido de 200°C a 600°C se obtiene una disminución en la dureza, la resistencia a la tracción y la resistencia a la fatiga en agua marina aumentan. Por lo tanto se podría inferir que si se disminuye aún más la temperatura de revenido alrededor de 150°C se tendría un aumento en la resistencia mecánica de este material, pero la literatura muestra que para el acero SAE 4140 el aumento del límite de resistencia es lineal con la dureza hasta valores comprendidos entre 45-50 HRC, a partir de este rango ya empieza a decaer el límite de resistencia de este acero [65], consecuentemente la temperatura de revenido a 200°C es en efecto la más baja permisible para obtener la combinación de alta resistencia mecánica y baja tenacidad.

En términos generales el tratamiento térmico de revenido de 200°C a 600°C provocó una disminución de la dureza y la resistencia última del acero SAE 4140 debido a la formación y engrosamiento gradual de la cementita en la matriz ferrítica [57]. La disminución de la resistencia a la fatiga debido a causas microestructurales corresponde a la disminución del porcentaje de martensita en combinación con los efectos provocados por el medio corrosivo.

La microestructura tuvo una relación directa con la nucleación de grietas por fatiga y los resultados obtenidos de nucleación, dado que para un revenido a 200°C a la grieta se le dificulta nuclear debido a la dificultad del deslizamiento de los planos cristalográficos en la estructura tetragonal BCT y también se establece una relación con la tenacidad a la fractura porque a temperaturas bajas de revenido la tenacidad también es baja lo que implica un tamaño crítico menor de nucleación de grieta comparado con revenidos a temperaturas mayores (600°C) en las que la tenacidad aumenta y también el tamaño crítico de nucleación de grieta [55,56].

La literatura señaló que aceros de alta resistencia tienen igualmente alta resistencia a la nucleación de grietas por fatiga, pero después de iniciada, la fisura crece más rápido en comparación con aceros de baja resistencia mecánica [54]. Al comparar esta conclusión con los resultados obtenidos en la tabla 18, la cual corresponde al acero revenido a 200°C de mayor resistencia mecánica en comparación a las otras dos condiciones, se corrobora la conclusión. Tomando como ejemplo de la tabla

18 los valores de la probeta N° 12 se puede observar la relación: el ciclo en el que no se identificó grieta previo a la identificación fue de 44973, el ciclo donde se identificó la nucleación fue 52084 y el ciclo de fractura fue 61601, en orden de ideas la nucleación exacta se dio en el intervalo [44973- 52084] cuya fractura se provocó a los 52084 ciclos por lo tanto se muestra que para esta probeta de alta resistencia mecánica la nucleación se da a ciclos altos y el crecimiento es rápido, en general el comportamiento del resto de probetas para esta condición es similar por lo tanto se confirma la conclusión de la referencia anterior.

Se mostró con investigaciones anteriores los efectos perjudiciales del agua salada en la disminución de la resistencia a la fatiga del acero estudiado, también McEvly [57] lo demostró, por lo tanto se asume que hubo una disminución de la resistencia a la fatiga de cada material. Los valores cercanos de velocidad de corrosión indican que el tratamiento térmico no tiene ningún efecto anticorrosivo.

13. CONCLUSIONES

En este proyecto de grado se analizó el comportamiento a fatiga, nucleación y crecimiento de grietas del acero SAE 4140 con diferentes temperaturas de revenido (200°C, 400°C y 600°C) usando el ensayo de fatiga en flexión rotativa en agua marina y su relación con la microestructura y propiedades mecánicas, del cual se obtuvieron las siguientes conclusiones:

El estudio de las características de las propiedades mecánicas, resistencia a la fatiga, microestructura, nucleación y crecimiento de grietas del acero SAE 4140 a diferentes temperaturas de revenido permitió encontrar una relación inversa entre la temperatura de revenido y las propiedades mecánicas (tensión, dureza y resistencia a la fatiga) del acero SAE 4140, la cual determinó que a medida que se incrementa la temperatura de revenido de 200°C hasta 600°C disminuye el esfuerzo último de 1512 MPa a 887MPa, la dureza de 51HRC a 32 HRC y la resistencia a la fatiga disminuye de 653 MPa a 302 MPa.

El diseño y aplicación del método de nucleación de grietas por medio de tintas penetrantes reveló un comportamiento lineal entre el incremento de la propagación de grietas por fatiga y el incremento de la temperatura de revenido. Un comportamiento inverso entre los ciclos de nucleación y la temperatura de revenido en la que a menor temperatura de revenido (200°C) la nucleación se da a mayores ciclos cercanos a la fractura y para una mayor temperatura (600°C) la nucleación se presenta a menores ciclos lejanos a la fractura.

Se encontró una variación en la microestructura obtenida para cada temperatura de revenido, en la que a medida que aumentó la temperatura de revenido de 200°C hasta 600°C, la cementita se globulizó en una matriz ferrítica (martensita revenida), siendo el crecimiento gradual de la cementita la causante de la reducción de las propiedades mecánicas del material debido al fácil deslizamiento de los planos cristalográficos para tamaños más grandes de cementita lo que produjo un aumento en los sitios de nucleación de grietas por fatiga.

La velocidad de corrosión en agua marina fue mayor para el acero SAE 4140 revenido a 200°C que comparado con el revenido a 400°C y 600°C, se observó que a medida que aumenta la temperatura de revenido disminuyó la velocidad de corrosión aunque se diferenciaron en solo un 5,5%.

La elaboración de las curvas de esfuerzo- vida para nucleación y fractura del acero SAE 4140 en contacto con agua marina permitió comparar la reducción de la resistencia a la fatiga y el efecto en la formación y propagación de grietas. En la que el acero SAE 4140 revenido a 200°C presentó un mejor comportamiento frente a la nucleación de grietas por fatiga en contacto con agua marina como lo evidencia su resistencia a la fatiga, los valores de nucleación de grieta y el análisis fractográfico.

Del análisis fractográfico se encontró que a medida que aumenta la temperatura de revenido para el acero SAE 4140 desde 200°C hasta 600°C el material presenta un aumento en la cantidad de sitios de iniciación de grietas por fatiga en contacto con el agua marina siendo más notorio para los niveles del 80% y 70% del esfuerzo último.

14. RECOMENDACIONES

Utilizar equipos más sofisticados tecnológicamente para lograr una detección más práctica de nucleación de grietas en el ensayo de fatiga con corrosión como por ejemplo ultrasonido.

Aplicar el diseño de identificación de grietas a otros tipos de aceros en el ensayo de fatiga en flexión rotativa como por ejemplo al acero SAE 1045 por ser un acero ampliamente usado en algunos componentes mecánicos.

Generar un concentrador de esfuerzos en la zona central de las probetas con el fin de aplicar un método analítico de la nucleación y crecimiento de grietas en el ensayo de fatiga en flexión rotativa.

15. REFERENCIAS

- [1] Alberto Jiménez, "Fatiga de los metales: generalidades," *Electrosector*, pp. 36-40, Septiembre 2011.
- [2] K. Easterling, *Introduction to the physical metallurgy of welding*, Butterworths, Ed. England, 1983.
- [3] American Society for Metals, "Fatigue and Fracture," in *ASM HANDBOOK*. Ohio, 1996, ch. 19.
- [4] American Society for Metals,., *Op.Cit.*, p. 1483.
- [5] American Society for Metals, "Failure Analysis and Prevention," in *ASM Handbook*. Vol.11, 2002, pp. 24-39.
- [6] José Alfredo Hernández Rodríguez, "Determinación Numérica del Cambio de Condición de Iniciación de Grieta en Componentes Mecánicos," Instituto Politécnico Nacional, México, D.F, Proyecto de pregrado 2010.
- [7] Aceroscol.s.a.s, "SAE 4140," Cali, p.2 2012.
- [8] Guillermo Castro, "Aceros," F.I.U.B.A., p.7, Monografía 2009.
- [9] ASTM, "Standard Definitions of Fatigue," in *ASTM E 1150-1987*.: ASTM International, 1995, pp. 753-762.
- [10] Yung-Li Lee, Jwo Pan, Richard Hathaway, and Mark Barkey, "Theories Fatigue Testing and Analysis," in *Fatigue Damage Theories*. United States: Elsevier Inc., 2005, ch. 2, p. 57.
- [11] Robert L. Norton, "Diseño de máquinas," in *Teorías de las Fallas por Fatiga*. México: Prentice Hall, 1999, ch. 6, p. 345.
- [12] Ralph I Stephens, Ali Fatemi, Robert R Stephens, and Henry O Fuchs, *Metal Fatigue in Engineering*, 2nd ed. New York: A Willey-Interscience, 2001.
- [13] Ralph I Stephens, Ali Fatemi, Robert R Stephens, and Henry O Fuchs, *Op.Cit.*, pp. 43-46.
- [14] Donald R. Askeland, "Ciencia e Ingeniería de Los Materiales," in *Ensayos y propiedades mecánicas*.: International Thomson Editores, 1998, ch. 6, p. 150.
- [15] Ralph I Stephens, Ali Fatemi, Robert R Stephens, and Henry O Fuchs, *Op.Cit.*, p. 62.

- [16] American Society for Metals, "Corrosión," in *ASM Handbook*. Vol.13, p. 17.
- [17] Mars G. Fontana, *Corrosión Engineering*, pp.32-37, Ed.: McGraw-Hill, 1987.
- [18] American Society for Metals, "Corrosion: Fundamentals, Testing and Protection," in *ASM Handbook*, Vol.13 A, Ed. United States: ASM International, 2003, p. 18.
- [19] Luis Bilurbina Alter and Francisco Liesa Maestres, *Corrosión y Protección*, pp.69-72, Ed. Barcelona: UPC, 2003.
- [20] J.M Costa, *Diccionario de Química Física*, p.720, Ed. Madrid: UB, 2005.
- [21] Julie A. Bannantine, Jess J. Comer, and James L. Handrock, "Fundamentals of Metals Fatigue Analysis," in *Environment*.: Prentice Hall, ch. 1, p. 26.
- [22] American Society for Metals, *Failure Analysis and Prevention*., Op.Cit., p. 1493.
- [23] Julie A. Bananntine, *Op.Cit.*, p.15.
- [24] Sydney H. Avner, "Introducción a la Metalurgia Física," in *Tratamiento térmico del acero*. New York: Mc Graw Hill, 1988, ch. 8, p. 253.
- [25] Magdy El Rayes and Said Darwish, "Effect of Heat Treatment on Fatigue and Toughness Properties of Steel," King Saud University, Final Research Report 2006.
- [26] *Ibíd.*, , p.260, Ed.
- [27] American Society for Metals, *Op.Cit.*, p. 160.
- [28] Sydney H. Avner, *Op.Cit.*, pp. 286-298.
- [29] American Society for Metals, "Heat Treating," in *Tempering of steel*. Vol. 4, p. 291.
- [30] *Ibíd.*, , p.302, Ed.
- [31] Sydney H. Avner, *Op.Cit.*, p. 306.
- [32] UNLP, "Estructura y Propiedades de las Aleaciones," in *Revenido*. Buenos Aires, Argentina, ch. 9, pp. 1-16.
- [33] Juan Antonio Perez Patiño, "Tratamientos Térmicos de Los Aceros," Universidad Autónoma de Nuevo León, Sán Nicolás de Los Garza, Tesis de maestría 1996.

- [34] V Moorthy, S Vaidyanathan, S Jayakumar, and B Raj, "On the Influence of Tempered Microstructures on Magnetic Barkhausen Emission in Ferritic Steels.," *Philosophical Magazine*, vol. Vol 77, pp. 1499-1514, 1998.
- [35] Mileixi C. Reyes, "Mantenimiento Preventivo para Bombas Reciprocantes del Sistema de Inyección de Agua Salada en Estaciones de Descarga," Universidad del Zulia, Maracaibo, Tesis de Maestría 2005.
- [36] B London, J C Shyne, and D V Nelson, "Small Fatigue Crack Behaviour Monitored Using Surface Acoustic Waves In Quenched and Tempered 4140 Steel," in *The Behaviour of Short Fatigue Cracks*. London: Mechanical Engineering Publications, 1986, pp. 537-552.
- [37] B Moreno, J Zapatero, and P Lopez Crespo, "Nucleación y Crecimiento de Grietas Pequeñas en Fatiga Biaxial," *Anales de La Mecánica de La Fractura*, vol. 1, no. 28, pp. 389-394, 2011.
- [38] J Schijve, "Fatigue of Structures and Materials in The 20th Century and The State of The Art," *Elsevier*, p. 697, Febrero 2003.
- [39] H. H. Lee and H. H. Uhlig, "Corrosión Fatigue of Type 4140 High Strength Steel," *Metallurgical Transactions*, vol. 3, pp. pp.2949-2957, Noviembre 1972.
- [40] Kenan Genel, Mehmet Demirkol, and Mustafa Ürgen, "Effect of Cathodic Polarisation on Corrosion Fatigue Behaviour of Ion Nitrided AISI 4140 Steel," *Elsevier*, pp. pp.1-7, Agosto 2001.
- [41] Félix R. Moreno, Wilman J. Salazar y Laura A. Saenz, "Evaluación del comportamiento mecánico a la fatiga en aceros AISI 4340 y AISI 4140 tratados térmicamente con recocidos y normalizados," *Ingeniería UC*, vol. 12, no. 1, pp. 40-45, Diciembre 2005.
- [42] Reina Paguay Alvarado and Julián Peña Estrella, "Análisis del comportamiento a fatiga en flexión rotativa de una acero AISI SAE 1018 en ambientes corrosivos," Escuela superior politécnica del litoral, Guayaquil, Tesis de pregrado 2011.
- [43] William P Dean, Brittain J Sanford, Matthew R Wright, and Jeffrey L Evans, "Influence of De-lcers On The Corrosion and Fatigue Behaviour of 4140 Steel," *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 21, no. 11, pp. 2340-2344, November 2012.
- [44] Jaime Andrés Gómez, Adolfo León Gómez y John Jairo Coronado, "Análisis del comportamiento a fatiga de una acero AISI 1045 en una ambiente de jugo de caña de azúcar," *Scientia et technica*, vol. 11, no. 27, Abril 2005.

- [45] Wilson Fernando Ceballos, Adolfo León Gómez y John Jairo Coronado, "Comportamiento a fatiga del acero SAE 4140 usando alta rugosidad superficial y ambiente corrosivo," *Dyna*, no. 162, Junio 2010.
- [46] Jonnathan Muñoz Cubillos, "Determinación Experimental de La Respuesta Microestructural del Acero SAE 1045 Ante El Fenómeno de Corrosión Fatiga," Universidad del Valle, Santiago de Cali, Proyecto de grado 2013.
- [47] ASTM, "Standard practic for strain-controlled fatigue testing," in *ASTM E 606*. United States: ASTM International, 2004, pp. 1-16.
- [48] ASTM, "Standard test methods for tension testing of metallic materials," in *ASTM E 8*. United States: ASTM International, 2009, pp. 1-28.
- [49] José Apraiz Barreiro, *Tratamientos Térmicos de Los Aceros*, 10th ed., Editoriales Dossat, Ed., 2000.
- [50] ASTM, "Standard Practice for the Preparation of Substitute Ocean Water," in *ASTM D 1141-98*. United States: ASTM International, pp. 1-3.
- [51] ASTM, "Standar Test Method For Liquid Penetrant Examination," in *ASTM E 165*.: ASTM International, pp. pp.3-13.
- [52] ASTM international, *Standard Guide for Laboratory Immersion Corrosion Testing of Metals*.: NACE International, 2012.
- [53] A J McEvily, "Atlas of Stress-Corrosion and Corrosion-Fatigue curves," in *ASM International*., 1990, p. 112.
- [54] M. G. Fontana, *Corrosion Engineering*, Tercera edición ed. New York: McGraw-Hill, 1986, citado por Ceballos, W.F. et.al.,Comportamiento a fatiga del acero SAE 4140 usando alta rugosidad superficial y un ambiente corrosivo, 2009.
- [55] Hector Hernández, "Ingeniería e Investigación," in *Efectos del Tratamiento Térmico en la Fractura de Aceros*. Bogotá, Colombia, 1998, p. 61.
- [56] Alaa M. Wahab, EL- Giushi Mokhtar, and Asaad Mazen, "Effect of Heat Treatment on the Fracture Toughness of AISI 4140 Steel," *Minia Journal of Engineering and Technology*, vol. 33, no. 1, pp. 1-6, Enero 2014.
- [57] UTP, *Tratamientos Térmicos de los Aceros*., 2000, ch. 5, p. 29.

- [58] H E Boyer, "Metals Park: American Society for Metals," in *Atlas of Fatigue Curves.*, 1986, pp. 1-12.
- [59] Joseph Lee Evins, "Dependence of Strength on Corrosion-Fatigue resistance of AISI 4130 Steel," Georgia Institute of Technology, Tesis 2004.
- [60] P Taludkdar, S k Sen, and A. K. Ghosh, "Effect of Fatigue Damage on the Dynamic Fracture Toughness of En-8-Grade Steel," in *Metallurgical and Materials Transactions.*, 2001, ch. 32A, p. 2547.
- [61] C. H. Gur and B. O. Tuncer, "Investigating The Microstructure-Ultrasonic Property Relationships in Steels," Foundation Techniques Ltda., China, Investigation 2004.
- [62] C. S. Lee, K. A. Lee, D. M. Li, S. J. Yoo, and W. J. Nam, "Microstructural Influence on Fatigue Properties of High-Strength Spring Steel," in *Materials Science and Engineering.*, 1998, ch. A241, pp. 30-37.
- [63] Y. H Kim and M. E. Fine, "Fatigue Crack Initiation and Strain- Controlled Fatigue of Some High Strength Low Alloy Steels," in *Metallurgical Transaction.*, 1982, ch. 13A, pp. 59-72.
- [64] Alfonso Carlos Navas, "Evaluación del Comportamiento a La Fatiga del Acero AISI 4140 Con y Sin Recubrimiento de Cromo en un Ambiente de Solución Salina.," Universidad del Valle, Cali, Proyecto de Grado 2013.
- [65] H E Boyer,. Op. Cit, p. 10.
- [66] Felipe Diaz and Alberto Reyes, "Aceros, Estructuras y Tratamientos Térmicos," Universidad Nacional Autónoma de México, Cuautitlan Izcalli, 2012.
- [67] Omari McPherson, "Grain Growth in AISI 4140," Worcester Polytechnic Institute, Tesis 2008.
- [68] Enrique Vera, "Uso de Métodos Electroquímicos como Herramientas para Evaluar Parámetros de Interfase en Sistemas Heterogéneos Metal/Medio Acuoso," Universidad Pedagógica y Tecnológica de Colombia, Tunja, Investigación 0370-3908, 2010.