

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE BAJA CALIFORNIA
FACULTAD DE INGENIERÍA
POSGRADO EN CIENCIAS E INGENIERÍA



“ANÁLISIS DE FATIGA TÉRMICA EN ACERO 1018”

PARA OBTENER EL GRADO:
MAESTRO EN CIENCIAS.

PRESENTA:
VIRGINIA GARCIA ANGEL.

DIRECTOR:
DR. ISRAEL SAUCEDA MEZA.

MEXICALI BAJA CALIFORNIA A 25 DE OCTUBRE DEL 2013.

DEDICATORIAS

A mis padres:

Gerardo García Saille y Lourdes Angel Carranza.

Por apoyarme en todas las decisiones que he tomado a lo largo de mi preparación académica, ya que sin su apoyo y dedicación no hubiera podido concretar esta etapa.

Agradecer también sus consejos y demostrarme que el estudio es la herramienta más importante que una persona puede poseer.

AGRADECIMIENTOS

A la **Universidad Autónoma de Baja California** por haberme brindado la oportunidad de una preparación en los estudios de posgrado.

Al **Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT)**, por el apoyo brindado durante estos dos años.

A la **Universidad Autónoma de Nuevo León**, por permitirme realizar una estancia de investigación en sus instalaciones.

A mi director de tesis:

Dr. Israel Saucedo Meza, por creer en mí y por la confianza brindada durante todo este tiempo y apoyo para obtener este logro.

A mi asesor:

Dr. Rafael Mercado Solís, por su ayuda durante mi estancia de investigación; por abrirme las puertas a conocimiento nuevo y por su amistad.

A los maestros que brindaron su opinión la cual fue importante para las mejoras de este proyecto.

A mis compañeros de estudio, por su amistad y confianza.

ÍNDICE

ÍNDICE DE FIGURAS.....	7
ÍNDICE DE TABLAS.....	11
SIMBOLOGÍA.....	12
GLOSARIO.....	14
RESUMEN.....	16
OBJETIVO.....	17
HIPÓTESIS.....	18
METAS DEL PROYECTO.....	19
JUSTIFICACIÓN.....	20

CAPÍTULO I: ESTADO DEL ARTE

1.1 Antecedentes de Fatiga.....	21
1.2 Antecedentes de Fatiga Térmica.....	27

CAPÍTULO II: MARCO TEÓRICO

2.1 Generalidades sobre los Análisis de Fatiga.....	36
2.2 Parámetros empleados en los Estudios de Fatiga.....	37
2.2.1 Análisis elástico.....	39
2.2.2 Análisis plástico.....	42
2.3 Efecto de la temperatura en la Fatiga.....	46
2.3.1 El efecto de la temperatura en la resistencia a la fatiga.....	47
2.4 Fenómeno de Fluencia.....	50
2.4.1 Interacción fluencia-fatiga.....	52
2.5 Fatiga Térmica.....	55
2.5.1 Pruebas de fatiga térmica.....	55
2.5.2 Modelado del ciclo de fatiga térmica.....	59
2.6 Tratamientos Térmicos.....	62
2.6.1 Recocido y sus generalidades.....	62
2.6.1.1 Recocidos recomendados.....	65

2.6.2 Temple y sus generalidades.....	65
2.6.2.1 La influencia de factores externos.....	67
2.7 Tratamientos termoquímicos.....	68
2.7.1 Cementación y sus generalidades.....	68
2.7.1.1 Capa cementada.....	69
2.7.1.2 Atmósferas Carburantes.....	70
2.7.2 Nitruración y sus generalidades.....	71
2.7.2.1 Composición de Aceros para la nitruración.....	73
2.8 Descripción de normas a utilizadas.....	74
2.9 Diagrama de flujo.....	75

CAPÍTULO III: CARACTERIZACIÓN DE CONDICIONES

3.1 Descripción del equipo necesario.....	76
3.2 Caracterización del Acero 1018.....	77
3.3 Temple y sus condiciones óptimas.....	79
3.3.1 Diagrama de Fase.....	80
3.3.2 Análisis Metalográfico.....	81
3.3.3 Análisis de Dureza.....	82
3.3.4 Análisis de Resultados.....	83
3.4 Recocido y sus condiciones óptimas.....	87
3.4.1 Diagrama de Fase.....	87
3.4.2 Análisis Metalográfico.....	89
3.4.3 Análisis de Dureza.....	89
3.4.4 Análisis de Resultados.....	90
3.5 Cementación y sus condiciones óptimas.....	91
3.5.1 Diagrama de Fase.....	92
3.5.2 Análisis Metalográfico.....	94
3.5.3 Análisis de Dureza.....	96
3.5.4 Análisis de Resultados.....	96
3.6 Nitruración y sus condiciones óptimas.....	97
3.6.1 Diagrama de Fase.....	97
3.6.2 Análisis Metalográfico.....	98
3.6.3 Análisis de Dureza.....	100
3.6.4 Análisis de Resultados.....	100

3.7 Conclusiones de Tratamientos Térmicos.....	101
3.8 Diseño de probetas para experimentación.....	104
3.8.1 Probeta para prueba de Tensión.....	104
3.9 Resultados obtenidos en pruebas de tensión.....	107
3.9.1 Acero 1018 sin tratamiento térmico.....	107
3.9.2 Acero 1018 con tratamiento térmico de recocido.....	108
3.9.3 Acero 1018 con tratamiento térmico de temple.....	110
3.9.4 Acero 1018 con tratamiento termoquímico de cementación.....	112
3.9.5 Acero 1018 con tratamiento termoquímico de nitruración.....	114

CAPÍTULO IV: METODOLOGÍA Y EXPERIMENTACIÓN

4.1 Equipo para prueba de fatiga térmica.....	116
4.1.1 Diseño de probeta.....	118
4.2 Diseño del experimento.....	121
4.2.1 Selección de Variables.....	121
4.3 Registro de temperatura.....	122
4.4 Preparación de la probeta.....	124
4.4.1 Toma de replicas superficiales.....	125
4.5 Resultados Obtenidos.....	125
4.5.1 Pruebas de 500 ciclos.....	125
4.5.2 Pruebas de 700 ciclos.....	129
4.5.3 Pruebas de 1000 ciclos.....	134
4.5.4 Pruebas de 1500 ciclos.....	138
4.6 CONCLUSIONES.....	140
RECOMENDACIONES PARA TRABAJOS FUTUROS.....	141
REFERENCIAS.....	142

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1	Ciclo de Esfuerzos.....	38
Figura 2.2	Curva S-N con límites de fatiga acero SAE 1095.....	40
Figura 2.3	Representación de la curva S-N con base a probabilidades.....	41
Figura 2.4	Componentes de la Deformación.....	43
Figura 2.5	Esfuerzo real vs. Deformación real.....	43
Figura 2.6	Endurecimiento y reblandecimiento cíclico.....	46
Figura 2.7	Datos de fatiga en acero N-155.....	47
Figura 2.8	Posible distribución de esfuerzo.....	48
Figura 2.9	Efecto de la frecuencia de ciclo en el tiempo de fractura a 1200°F.....	49
Figura 2.10	Efecto de la frecuencia de ciclo en el tiempo de fractura a 1500°F.....	50
Figura 2.11	Curvas de esfuerzo-ruptura a diversas temperaturas para N-155.....	51
Figura 2.12	Predicción de vida para Incoloy 800 y AISI 304.....	54
Figura 2.13	Ciclos básicos de fatiga Termomecánica.....	57
Figura 2.14	Esquema bi-térmico del ciclo de histéresis.....	60
Figura 3.15	Microestructura del Acero 1018.....	78
Figura 3.16	Diagrama Hierro-Carbono.....	79
Figura 3.17	Diagrama de Fase de Temple.....	80
Figura 3.18	(A) Muestra la microestructura del acero 1018 sometido a tratamiento térmico de temple de 850°C, (B) Muestra el acero a 900°C y por último la figura (C) a 950°C.....	82
Figura 3.19	Toma de Dureza Vickers.....	83
Figura 3.20	Diagrama de Fase de Recocido.....	87
Figura 3.21	Microestructura de recocido. 3.21(A) Muestra la microestructura del acero 1018 sometido a recocido en 900°C, a 100X, la figura 3.21(B) a 200X y por último la figura 3.21(C) a 400X.....	89
Figura 3.22	Microestructura de Cementación. 3.22(A) Microestructura del acero 1018 con un enfoque de 50X. 3.22(B) capa cementada y crecimiento de grano del acero a 100X. 3.22(C) muestra con un enfoque de 200X.....	94

Figura 3.23	Microestructura de Cementación con Normalizado. 3.23(A) Normalizado a 100X. 3.23(B) Normalizado a 200X.....	95
Figura 3.24	Microestructura de Cementación con temple. 3.24(A) Templado a 200X 3.24(B) Acero templado a 400X teniendo como resultado la formación de martensita.....	95
Figura 3.25	Perfil de Difusión de Carbono en Cementación del acero 1018.....	96
Figura 3.26	Microestructura de Nitruración. 3.26(A) Microestructura del acero 1018 a 50X. 3.26(B) Capa cementada a 100X. 3.26(C) Muestra con enfoque de 200X.....	99
Figura 3.27	Microestructura de Nitruración con Normalizado. 3.27(A) Normalizado a 100X. 3.27(B) Normalizado a 200X.....	99
Figura 3.28	Microestructura de Nitruración con Temple. 3.28(A) Templado a 200X 3.28(B) Templado a 400X.....	99
Figura 3.29	Perfil de Difusión de Carbono en Nitruración del acero 1018.....	100
Figura 3.30	Dureza de productos martensíticos en función de su contenido de Carbono.....	102
Figura 3.31	Dimensiones de probeta para prueba de Tensión.....	106
Figura 3.32	Fractura del acero 1018 sin tratamiento térmico en prueba de tensión...	108
Figura 3.33	Curva Esfuerzo-Deformación del acero 1018 sin tratamiento térmico...	108
Figura 3.34	Fractura del acero 1018 con recocido en prueba de tensión.....	109
Figura 3.35	Curva Esfuerzo-Deformación del acero 1018 con recocido.....	110
Figura 3.36	Fractura del acero 1018 con temple en prueba de tensión.....	111
Figura 3.37	Curva Esfuerzo-Deformación del acero 1018 con temple.....	112
Figura 3.38	Fractura del acero 1018 con cementación en prueba de tensión.....	113
Figura 3.39	Curva Esfuerzo-Deformación del acero 1018 con cementación.....	113
Figura 3.40	Fractura del acero 1018 con nitruración en prueba de tensión.....	114
Figura 3.41	Curva Esfuerzo-Deformación del acero 1018 con nitruración.....	115
Figura 4.42	Vista de la Máquina de Ensayos de Fatiga Térmica (MEFT): (1) Especímen, (2) Sistema de Sujeción, (3) Bobina de Calentamiento Inductivo, (4) Cámara de Enfriamiento.....	118
Figura 4.43	Diseño de probeta para Fatiga Térmica (dimensiones en milímetros)...	119

Figura 4.44	Muestra de mordazas para espécimen de fatiga térmica.....	120
Figura 4.45	Registro de temperatura para acero 1018 sin tratamiento térmico.....	122
Figura 4.46	Probeta de Acero 1018 sometida a los primeros 500 ciclos de prueba...	122
Figura 4.47	(A) Muestra del acetato etílico y replicas de acetato, (B) Procedimiento para la toma de replicas (C) Resultado final de la réplica.....	124
Figura 4.48	Microestructura de grietas superficiales de acero 1018 sin tratamiento térmico a 500 ciclos.....	125
Figura 4.49	Microestructura de grietas superficiales de acero 1018 recocido a 500 ciclos.....	126
Figura 4.50	Microestructura de grietas superficiales de acero 1018 templado y revenido a 500 ciclos.....	127
Figura 4.51	Microestructura de grietas superficiales de acero 1018 cementado a 500 ciclos.....	128
Figura 4.52	Microestructura de grietas superficiales de acero 1018 nitrurado a 500 ciclos.....	129
Figura 4.53	Microestructura de grietas superficiales de acero 1018 sin tratamiento a 700 ciclos.....	130
Figura 4.54	Microestructura de grietas superficiales de acero 1018 recocido a 700 ciclos.....	132
Figura 4.55	Microestructura de grietas superficiales de acero 1018 templado a 700 ciclos.....	132
Figura 4.56	Microestructura de grietas superficiales de acero 1018 cementado a 700 ciclos.....	133
Figura 4.57	Microestructura de grietas superficiales de acero 1018 nitrurado a 700 ciclos.....	133
Figura 4.58	Microestructura de grietas superficiales de acero 1018 sin tratamiento a 1000 ciclos.....	134
Figura 4.59	Microestructura de grietas superficiales de acero 1018 recocido a 1000 ciclos.....	135
Figura 4.60	Microestructura de grietas superficiales de acero 1018 templado a 1000 ciclos.....	136

Figura 4.61	Microestructura de grietas superficiales de acero 1018 cementado a 1000 ciclos.....	137
Figura 4.62	Microestructura de grietas superficiales de acero 1018 nitrurado a 1000 ciclos.....	137
Figura 4.63	Microestructura de grietas superficiales de acero 1018 sin tratamiento térmico a 1500 ciclos.....	138
Figura 4.64	Microestructura de grietas superficiales de acero 1018 recocido a 1500 ciclos.....	139
Figura 4.65	Microestructura de grietas superficiales de acero 1018 templado a 1500 ciclos.....	139

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 3.1	Dureza de Acero 1018 sin tratamiento térmico.....	78
Tabla 3.2	Ciclos Térmicos de Temple en base a temperaturas seleccionadas en diagrama.....	81
Tabla 3.3	Bitácora de templado.....	81
Tabla 3.4	Dureza de Acero 1018 Templado.....	83
Tabla 3.5	Valores obtenidos en la suma de datos y la media.....	84
Tabla 3.6	Formación de la ANOVA.....	85
Tabla 3.7	Comparación de Medias con LSD.....	86
Tabla 3.8	Ciclo Térmico de Recocido.....	88
Tabla 3.9	Bitácora de Recocido.....	89
Tabla 3.10	Dureza de Acero 1018 Recocido.....	90
Tabla 3.11	Tabla comparativa de Durezas.....	91
Tabla 3.12	Ciclo Térmico de Cementación.....	93
Tabla 3.13	Bitácora de Cementación.....	93
Tabla 3.14	Ciclo Térmico de Normalizado y Temple.....	94
Tabla 3.15	Ciclo Térmico de Nitruración.....	97
Tabla 3.16	Bitácora de Nitruración.....	98
Tabla 3.17	Resultados de pruebas de tensión en acero 1018 sin tratamiento.....	107
Tabla 3.18	Resultados de pruebas de tensión en acero 1018 con Recocido.....	109
Tabla 3.19	Resultados de pruebas de tensión en acero 1018 con Temple.....	110
Tabla 3.20	Resultados de pruebas de tensión en acero 1018 con cementación.....	112
Tabla 3.21	Resultados de pruebas de tensión en acero 1018 con nitruración.....	114

SIMBOLOGÍA

S, σ	Esfuerzos.
s	Esfuerzo nominal.
σ	Esfuerzo real.
S_{\max}, σ_{\max}	Esfuerzo máximo.
S_{\min}, σ_{\min}	Esfuerzo mínimo.
$S_r, \Delta\sigma$	Rango de Esfuerzos.
S_a, Δ_s	Amplitud de esfuerzos alternantes.
S_m, σ_m	Esfuerzo medio.
R	Relación de esfuerzos.
RA	Relación de amplitud de esfuerzos.
n	Ciclos de esfuerzos soportados.
N	Vida por fatiga (Número de ciclos hasta la falla)
C, p	Constantes empíricas.
e	Deformación unitaria nominal.
P	Carga aplicada.
A	Área.
A_o	Área transversal inicial.
l_o	Longitud inicial.
l	Longitud.
ε	Deformación unitaria real.
K	coeficiente de resistencia.
ε_a	Amplitud de deformación.
ε_p	Amplitud de deformación plástica.
ε_e	Amplitud de deformación elástica.
Ln	Logaritmo natural.
Ra	Reducción de área.
t	Tiempo.

$\Delta\varepsilon$	Rango de deformación total.
$\sigma' f$	Coficiente de resistencia a fatiga.
b	Exponente de resistencia a fatiga.
$\varepsilon' f$	Coficiente de ductilidad a fatiga.
c'	Exponente de ductilidad a fatiga.
σ_{ef}	Limite de esfuerzos por fatiga.
σ_{ys}	Esfuerzo de fluencia.
σ_u, S_u	Esfuerzo ultimo a tensión.
S_{eo}	Esfuerzo mínimo estable.
π	Energía potencial total.
Δ	Energía potencial interna.
Wp	Energía potencial de las cargas aplicadas.
W	Trabajo hecho por carga.
E'	Numero de elementos en los que se divide el módulo.
Dv	Energía de deformación para un elemento diferente de volumen.
ε_o	Diferencia unitaria inicial.
S-N	Curva esfuerzo contra el número de ciclos.
KN	Curva de fatiga.
Σ	Sumatoria.

GLOSARIO

Amplitud. Es una medida de la variación máxima del desplazamiento u otra magnitud física que varía periódicamente en el tiempo.

AISI. Clasificación de aceros y aleaciones de materiales no ferrosos.

Ciclo de esfuerzos. Es la sección menor de la función esfuerzo-tiempo que se repite idéntica y periódicamente.

Ductilidad. Es una propiedad que presentan algunos materiales, como las aleaciones metálicas o materiales asfálticos, los cuales bajo la acción de una fuerza, pueden deformarse sosteniblemente sin romperse, permitiendo obtener alambres o hilos de dicho material.

Esfuerzo nominal. Es el esfuerzo calculado mediante la teoría básica, sin considerar variaciones de esfuerzos causadas por la deformación del material o por discontinuidades geométricas tales como barrenos, filetes, cuñeros, etc.

Esfuerzo real. Esfuerzo calculado considerando la deformación del material y discontinuidades.

Esfuerzo máximo. Es el mayor valor numérico de esfuerzos en un ciclo.

Esfuerzo mínimo. Es el menor valor numérico de esfuerzos en un ciclo.

Esfuerzo medio. El promedio entre el esfuerzo mínimo y el esfuerzo máximo.

Espectro de carga. Conjunto de ciclos de amplitud variable, que define los principales eventos o condiciones de carga a los que se somete una estructura.

Fatiga. Proceso de daño acumulado causado por la aplicación de cargas cíclicas.

Fatiga Térmica. Daño acumulado en un material debido a la aplicación de cargas cíclicas de calentamiento y enfriamiento repentinas.

MEFT. Máquina de Ensayos para Fatiga Térmica.

Incoloy. Marca registrada que abarca predominantemente aleaciones ternarias a base de níquel - hierro - cromo.

Inversión de esfuerzos. Son los puntos de inflexión en las graficas de esfuerzo-tiempo. Un ciclo de fatiga de amplitud constante esta compuesto de dos inversiones de esfuerzos. Limite de fatiga. El valor de esfuerzos por debajo del cual el material presumiblemente, durara un número infinito de ciclos.

Rango de esfuerzos. También llamado intervalo de esfuerzos, es igual al a diferencia algebraica entre los esfuerzos máximos y mínimos de un ciclo.

Relación de esfuerzos. El cociente numérico del esfuerzo mínimo entre le máximo.

Relación de amplitud de esfuerzos. El cociente algebraico de la amplitud de esfuerzos entre el esfuerzo medio.

SRP. Método de partición de la tensión de alcance.

TMF. (thermo-mechanical fatigue) Fatiga termo-mecánica.

Vida por fatiga. Numero de ciclos de esfuerzo que se puede soportar para una condición de esfuerzo dada antes de que se presente la falla.

RESUMEN

El objetivo de este trabajo fue el desarrollo de una metodología que permitiera un mejor entendimiento del fenómeno de fatiga térmica. Tomando como base de estudio un acero de bajo contenido de carbono, se realizó un análisis de sus propiedades por medio de pruebas de tracción, análisis metalográficos y de dureza, cuyo procedimientos fueron basados en normas estandarizadas por la ASTM. El acero fue sometido a tratamientos térmicos y termoquímicos de temple, recocido, cementación y nitruración los cuales fueron sometidos a los mismos análisis para conocer sus propiedades. Una vez realizado el estudio de las diferentes condiciones del material, se procedió a realizar las pruebas de fatiga térmica utilizando una temperatura aproximada a los 600°C durante diferentes números de ciclos (500, 700, 1000 y 1500 ciclos) encontrando la formación de grietas térmicas desde los primeros 500 ciclos en los aceros que mostraban una mayor dureza.

ABSTRACT

The aim of this work was to develop a methodology to better understand the phenomenon of thermal fatigue. Study based on a steel of low carbon content. The properties were analyzed by using tensile testing, metallographic and hardness analysis, whose procedures were based and standardized by ASTM standards. The steel was subjected to thermal and thermo-chemical treatments as hardening, annealing, carburizing and nitriding which were subjected to the same analysis mentioned before for knowing their properties. Once the survey of the different conditions of the material were known, it was proceeded to perform thermal fatigue tests using an approximate temperature of 600 ° C for different numbers of cycles (500, 700, 1000 and 1500 cycles) encountering cracking heat since the first 500 cycles in steels with greater hardness.

OBJETIVO

Conocer el fenómeno de fatiga térmica en un acero de bajo contenido de carbono, expuesto a diferentes tratamientos térmicos y termoquímicos.

HIPÓTESIS

El comportamiento de fatiga térmica en acero 1018 puede ser mejorado bajo diferentes tratamientos térmicos y termoquímicos aumentando la vida útil del material.

METAS DEL PROYECTO

- ✚ Realizar los tratamientos térmicos y termoquímicos de Temple, Recocido, Cementación y Nitruración en un acero 1018 en base a las condiciones óptimas de cada uno de ellos.

- ✚ Corroborar las propiedades del acero 1018 y de sus diferentes condiciones a experimentar por medio de una caracterización de microestructura y dureza en base a las normas establecidas por ASTM para estos estudios y un análisis estadístico.

- ✚ Obtener la curva esfuerzo – deformación de cada una de las condiciones del material con la finalidad de conocer las propiedades mecánicas del acero 1018, tales como Esfuerzo Máximo, Modulo de elasticidad, porcentaje de elongación, reducción de diámetro y carga a la ruptura.

- ✚ Proponer una metodología para análisis de fatiga térmica donde se establezcan los rangos tanto de temperatura, ciclos y duración de ciclos para las pruebas de fatiga térmica convenientes para el acero 1018 expuesto a los diferentes tratamientos térmicos y termoquímicos.

- ✚ Obtener la vida por fatiga térmica en un acero 1018 expuesto a diferentes tratamientos térmicos y termoquímicos con la finalidad de identificar como afecta el comportamiento de fatiga térmica a cada condición del material.

JUSTIFICACIÓN

La fatiga térmica es un tema novedoso en el área de investigación de la mecánica de materiales, ya que los estudios de los cuales se tiene registro, comienzan a finales de los años noventa, no obstante, este fenómeno se presenta en todos los materiales que están expuestos a cargas térmicas. Para esto se considera un acero 1018. Un acero comercial, de bajo contenido de carbono al cual es posible variar sus propiedades mecánicas bajo diferentes tratamientos térmicos y termoquímicos; donde se propondrá una metodología de análisis para predecir la vida de fatiga de cualquier componente mecánico expuesto a este tipo de fenómeno.

CAPÍTULO I

ESTADO DEL ARTE

1.1 ANTECEDENTES DE FATIGA

La falla de un material causado por fatiga puede darse en diferentes formas. Primeramente nos encontramos con la variación de esfuerzos, donde se da la fatiga mecánica, resultado de deformaciones uniformes. Otra de sus presentaciones es fluencia por fatiga; la que se da por cargas cíclicas que se encuentran asociadas con altas temperaturas lo que la fluencia por fatiga. Teniendo una aplicación repetida de cargas en un material que se encuentra en continuo rozamiento con otro, ocasiona fatiga por rozamiento. La última pero no menos importante, es la presencia de sustancias químicas o medios agresivos que se encuentran relacionados con cargas cíclicas, que provocan fatiga por corrosión. ^[1]

En el comienzo de los primeros estudios de esta rama, este problema fue atribuido a un fenómeno estático, al presentarse el interés y la necesidad de analizar las propiedades dinámicas, se realizaban múltiples pruebas de esfuerzos estructurales, de estas pruebas se seleccionaba la del valor más alto, tomándola como referencia y considerándola en el diseño de cualquier máquina o equipo como un factor de seguridad para disminuir cualquier posibilidad de falla.

El primer antecedente que se tiene acerca de estudios por fatiga en metales fue en los años ochenta por Wilhelm August Julius Albert ^[2], quien se dio a la tarea de realizar pruebas con cargas repetidas analizando el daño acumulado en eslabones de hierro. También en esas épocas y específicamente en 1839 Jean-Victor Poncelet ^[3], fue el primero en ser reconocido por introducir el término de fatiga en conexiones con fallas mecánicas.

En el año de 1843 William John Macquorn Rankine ^[4]; quien tiene una larga trayectoria dadas sus aportaciones a la ciencia, estudió los cambios bruscos de sección en diversos componentes de máquinas y la fractura por fatiga. Seis años después, en 1849 E. A. Hodgkinson ^[5]; realizó estudios en procesos de forja y hierro fundido, enfocándose en la fatiga mecánica, para su uso en puentes de ferrocarril. Estos estudios se presentaron de manera similar en el año de 1854 por F. Braithwaite ^[6].

Posteriormente en el año de 1860 A. Wohler ^[7], realizó estudios enfocados en ferrocarriles, analizando las fallas por fatiga en las vías de tren. Mientras que en 1864, W. Fairbairn ^[8], estudió los remaches de forja de hierro en las que se aplicaban repeticiones de carga.

A medida que paso el tiempo fue aumentando la importancia del estudio de fatiga tanto en materiales, ferrocarriles, puentes y en las estructuras de cualquier edificación. Lo cual puede ser comprobado con las investigaciones realizadas en más de la mitad del último siglo, existen registros de estudios de cargas dinámicas comparándolas con la misma pero de manera estática, teniendo como resultado que en esas épocas el caso de fatiga en ferrocarriles representa un peligro muchísimo más grande a comparación de la fatiga que se presenta en puentes y estructuras.

En el año de 1874, H. Gerber ^[9] desarrolló un método para realizar el cálculo y tener una aproximación de la vida por fatiga realizando pruebas con diferentes esfuerzos cíclicos.

Esto fue posteriormente estudiado por J. Goodman ^[10] realizando pruebas similares en el año de 1899, aportando una metodología similar para el cálculo de fatiga.

En 1903, J.C. Humfrey y J.A. Ewing ^[11], publicaron investigaciones de fatiga en hierro puro, con su respectiva micrografía óptica del daño ocasionado por cargas cíclicas en la superficie, dando como resultado las bases de los mecanismos de fatiga enfocados en la teoría de cristalización.

Más adelante en 1910, gracias a L. Bairstow y O.H. Basquin ^[12], dieron una de las contribuciones más significativas en el entendimiento del ciclo de los materiales ya que establecieron el límite de resistencia de fatiga. En este mismo año, A. Guillet ^[13] diseñó un prototipo electromagnético para provocar vibración. Un año después, otro investigador que realizó estudios de fatiga, O. Boudnard ^[14], analizó la fatiga en barras de acero que se encontraban expuestas a vibraciones, las cuales eran causadas por un aparato electromagnético similar al modelo de A. Guillet.

En el año de 1915, H.F. Moore y F.B. Seeley ^[15], experimentaron en metales fallas provocadas bajo esfuerzos repetitivos, este estudio se presentó de manera similar en el mismo año por J.H. Smith y G.A. Wedgwood ^[16].

Posteriormente en 1919, el alemán P. Ludwik ^[17], realizó estudios acerca del cambio de las propiedades de resistencia de los metales sometidos bajo presión.

En 1923, H.J. Gough y D. Hanson ^[18]; realizaron estudios del comportamiento de los metales sujetos a cargas repetitivas de esfuerzo. En el mismo año, C.F. Jenkin ^[19] publicó estudios similares relacionados con fatiga.

En el año de 1926, G. Masing ^[20] enfocó sus estudios en tensiones residuales y en el endurecimiento del Bronce. Más de diez años después en 1939, C.R. Soderberg ^[21] realizó estudios relacionados con el factor de seguridad y el esfuerzo de trabajo.

Mas tarde, en 1924 y 1945 se desarrollaron modelos para estudiar el daño acumulado en fallas por fatiga los cuales fueron publicados por A. Palmgreen ^[22] y M. A. Miner ^[23] respectivamente, siendo estos considerados la base primordial para realizar evaluaciones de la vida restante de los materiales.

Debido a los avances tecnológicos que se fueron presentando fue posible comprender y observar los mecanismos de iniciación de grietas causadas por fatiga y las deformaciones dadas a cargas cíclicas, esto dio como consecuencia un mejor entendimiento y progreso en los estudios de ambos fenómenos.

Pasando al año de 1951 C. O. Worden y C. A. Zappfe ^[24], publicaron las primeras observaciones realizadas con respecto a las marcas que son características en la superficie de los metales como resultado de una fractura por fatiga, estas recientemente conocidas como facturas estriadas.

En el año de 1960, P. J. E. Forsyth y D. A. Ryder ^[25] realizaron estudios acerca de los espacios que se presentan dado al estriado comparándolo con el rango del crecimiento de grietas por fatiga.

Enfocándonos a años mas recientes, nos encontramos con Matthew P. Szolwinski y Thomas N. Farris ^[26], quienes en el año de 1995 realizaron estudios referentes a la mecánica de la formación de grietas por fatiga de rozamiento; formando un análisis detallado de la distribución de micro-deslizamiento en la superficie de contacto y el campo de tensiones bajo la superficie. Una vez validado el modelo, se utiliza para investigar los efectos del coeficiente de fricción, la intensidad de la carga y las propiedades de vida por fatiga. Demostrando que el aumento de coeficiente de fricción y la superficie de micro-deslizamiento reduce drásticamente el número de ciclos necesarios para la nucleación de grietas.

En el año de 1997, nos encontramos de nuevo con Matthew P. Szolwinski y Thomas N. Farris ^[27], realizando observaciones en el análisis y predicción de fatiga por rozamiento

llevándolo a la experimentación en una aleación de aluminio 2024-T351 con un sistema integrado de prueba de rozamiento aplicando cargas tangenciales normales y cíclicas. Los datos experimentales incluyen el registro detallado de la evolución del coeficiente de fricción interfacial, una evolución impulsada por micro-deslizamiento de superficie, teniendo como resultado un extenso análisis de fatiga multi-axial basado en el ciclo de tensión-deformación experimentada por cada punto de los cuerpos sometidos a las cargas de rozamiento, revelando que el lugar fundamental para la formación de grietas es el borde de salida de contacto, de acuerdo a las observaciones hechas en el laboratorio.

En el año de 1999, los estudios continuaron esta vez con M. P Szolwinski, J. F. Matlik y T. N Farris ^[28], analizando los efectos de fatiga de bajo ciclo (LFC) y de alto ciclo (HCF) en los contactos relativos a un motor de aleación de titanio común Ti - 6Al - 4V. Donde, estudiando los efectos de esta interacción LFC/HFC tienen en la nucleación de grietas por fatiga por rozamiento, dando lugar a la posterior creación de una relación entre el número de ciclos de LCF a la falla y la frecuencia HCF relativa de amplitud.

En el año 2001, D. R. Swalla y R. W. Neu ^[29], publicaron estudios enfocados en la influencia del coeficiente de fricción en la fatiga por rozamiento en la predicción de nucleación de grietas mediante un análisis de elementos finitos elástico-plásticos de un ensayo de fatiga experimental.

En este mismo año J. A. Araújo y D. Nowell ^[30], estudiaron el efecto de la variación rápida de campos de esfuerzos de contacto en fatiga por rozamiento en dos aleaciones de alta resistencia utilizadas en la industria aeroespacial, es decir Al4%, Cu y Ti-6Al-4V. Teniendo como referencia dos modelos, donde los resultados demostraron que estos modelos pueden proporcionar estimaciones de duración de las pruebas sometidas a rozamiento con mayor rapidez.

En el año 2003, S. Malkin, D. P. Majors y T. H. Courtney ^[31], realizaron estudios del efecto de la fatiga por rozamiento en la superficie de una aleación Ti-6Al-4V donde las fuerzas de fricción y las resistencias de contacto fueron medidas durante la prueba.

Teniendo como resultado que con un esfuerzo de bajo contacto se produce un deslizamiento y el desgaste de las partículas quedan atrapadas entre las superficies de rozamiento, mientras que con los esfuerzos de contacto superior, no se produce deslizamiento y si existen partículas de desgaste.

En el año 2004, Wei Siang Sum, Edward J. Williams, Sean B. Leen ^[32], publicaron estudios enfocados en elementos finitos de plano crítico, basados en la predicción de fatiga en configuraciones de contactos simples y complejos. El enfoque se aplica a cilindros en contacto, donde se detectan los planos de crecimientos de grietas y la vida de los componentes. En este mismo año Masahiro Jono ^[33], realizó estudios de daño por fatiga y crecimiento de grietas bajo una amplitud variable, con referencia a los métodos de recuento de los rangos de tensión-deformación, con el fin de obtener una comprensión fundamental de los efectos de las variaciones de carga en daños por fatiga y crecimiento de grieta, analizando el comportamiento de dos variables, el ciclo de deformación plástica y el rango de intensidad de tensiones efectivo.

En el año 2007, Aditya T. Kasarekar, Farshid Sadegh y Spyros Tseregounis ^[34], publicaron estudios de la fatiga por rozamiento de las superficies rugosas. Este artículo presenta un modelo numérico que se asigna a la evolución de la vida de fatiga de los cuerpos en contacto con desgaste. Los resultados de esta investigación indican que el desgaste inicial mejora la resistencia al agrietamiento por fatiga y la reduce, ya que se vuelve dominante. En este mismo año Ran Guo y sus colaboradores ^[35] estudiaron el comportamiento de la fatiga en componentes remachados en aleaciones de aluminio, utilizadas en equipo de transporte terrestre, estudiando la determinación de los sitios de iniciación de grieta por métodos experimentales y numéricos.

La fatiga, como se puede observar ha recibido mucha atención a lo largo de la historia, estos son algunos de los muchos estudios que se han realizado con el fin de comprender el comportamiento de los materiales (específicamente aceros) al ser sometidos a cargas dinámicas, ya que para la selección correcta de un material en determinada función, es

indispensable poder predecir si el material seleccionado va a responder conforme a lo esperado y si es factible utilizarlo en la aplicación que se tiene pensada.

1.2 ANTECEDENTES DE FATIGA TÉRMICA

Las contribuciones que se han dado a través de la historia relacionadas con análisis de fatiga son notables, sin embargo; todavía existe un sin número de problemáticas que esperan para ser resueltas quedando abiertas para su estudio, permitiéndonos la interacción con una de sus ramas, la fatiga térmica, la cual es un área que recientemente ha atrapado la atención de varios investigadores y que a lo largo de esta sección se mencionaran algunos de los estudios más relevantes.

Los primeros antecedentes comienzan en el año de 1997 Jan Walkowics, Jerzy Smolik, Krzysztof Miernik y Jan Bujak ^[36], enfocaron su atención en la implementación de una capa doble de nitruración con la finalidad de mejorar la vida útil de las herramientas que operan a altas cargas térmicas y mecánicas en condiciones de desgaste por abrasión intensa.

En 1998 M. L. Du y F. P. Chiang ^[37], describieron que el cambio de rugosidad de la superficie debido a la fatiga y el efecto de la deformación por tracción estática; en la falla por fatiga, el cual fue un estudio experimental que se llevo a cabo por medio de láser para detectar los cambios de rugosidad superficial. En este mismo M. Sjö Dahl ^[38], hizo mejoras a los principios. La precisión de la técnica de manchas por láser, donde es posible tener mejores resultados en campos de deformación. No obstante Peder Johnson ^[39], realizó pruebas de experimentación con esta técnica, utilizando dos rayos láser simétricamente incidentes de diferentes longitudes de onda, midiendo un elemento a tensión y sometiéndolo a una temperatura de 500 grados centígrados. Así mismo Li Guobin, Wu Jianjun, Jiang Yanfei y Li Guiyun ^[40] en 1998, realizaron un estudio referente a la iniciación de la grieta por fatiga térmica en la vida de aceros H12 Y H21.

En el año de 1999 se realizaron publicaciones referentes a fatiga térmica, donde intervienen las descripciones de diferentes tipos de máquinas y herramientas que comúnmente son afectados durante procesos industriales examinando diversos factores que conducen al fenómeno. Este estudio fue publicado por Weroniski y Hejwowski ^[41]. En este mismo año A. Hisham ^[42], trabajó con la deducción de temperaturas inducidas por la fricción de las mediciones de la tensión térmica en deslizamiento en seco de pares metálicos, proponiendo un procedimiento para la utilización de sepas térmicas como medio termométrico para recuperar la distribución de temperatura en las muestras. Al mismo tiempo John H. Beynon ^[43], realizó estudios con respecto al modelado de elemento finito en procesos termo-mecánicos.

En el año 2000 Akira Kato ^[44], publicó estudios referentes a un nuevo método para detectar daños por fatiga en aceros utilizando la técnica de láser de manchas y para estimar la duración de la fatiga mediante la observación, dependiendo del número de ciclos al que se sometiera la muestra. De nueva cuenta Li Guobin, Wu Jianjun, Jiang Yanfei, Li Guiyun ^[45], ahora enfocados en la nucleación de fisuras, realizaron estudios referentes a la propagación de la grieta por fatiga térmica en un acero 4Cr2NiMoV, teniendo como resultado que después de los 910°C de enfriamiento y 610°C de templado, el acero tiene una mejor resistencia a la propagación de grietas por fatiga térmica. En este mismo año M. Naeem, R. Singh y D. Probert ^[46] con la finalidad de tener un mejor conocimiento de los impactos de deterioro en el rendimiento de un motor de avión, utilizaron una simulación de rendimiento del equipo y predijeron las consecuencias del deterioro del motor por fatiga térmica a una hoja de turbina de alta presión. Durante este periodo Żuchowski ^[47] publicó resultados acerca del estudio sobre los problemas de la fatiga térmica, presentando un nuevo concepto para medir el daño con su respectiva verificación experimental, el efecto del esfuerzo en el comportamiento y mecanismo de falla de acero austenítico bajo condiciones de ciclos térmicos, el concepto y la verificación experimental de la equivalencia de las cargas térmicas y mecánicas y un nuevo método de determinación de la temperatura constante equivalente.

En el 2001 A. Lousa y colaboradores ^[48], desarrollaron un nuevo recubrimiento a base de Cr-N y Cr con espesor de doble capa que ayuda a mejorar el comportamiento mecánico cuando se trabaja a altas temperaturas teniendo así mejores propiedades de dureza, desgaste y resistencia a la corrosión. En este mismo año S. Gulizia, M. Z. Doyle y E. D. ^[49] realizaron publicaciones con respecto a la evaluación de una nueva tecnología para mejorar el proceso de forjado en caliente de componentes de acero llamado PVD, el cual es un recubrimiento multi-capas para herramientas de acero AISI H11. Este recubrimiento fue determinado por análisis de placas de prueba revestidos en un laboratorio, los cuales fueron tratados junto con los troqueles de forja en caliente. Para finalizar las publicaciones realizadas en este año Navinsek, Panjan, y Gorenjak ^[50] publicaron una mejora en la manufactura de forja en caliente con PVD y recubrimientos Dúplex, relacionado con el recubrimiento dúplex Pellizzari, A. Molinari y G. Straffelini ^[51], estudiaron la resistencia por fatiga térmica de herramientas de acero tratados por recubrimiento dúplex de nitruración por plasma.

Como se puede observar hasta este punto, la fatiga térmica se puede considerar como uno de los fenómenos más importantes que se dan cuando se realizan técnicas de fundición a presión y de forja en caliente. El daño que resulta de estos procesos es resultante a la nucleación de redes pequeñas de grietas en las superficies que a su vez se deben a la temperatura a la que se encuentran las piezas que se trabajan.

En el año del 2002, impulsados por la necesidad de un concepto preciso para predecir la esperanza de vida de los materiales metálicos sometidos a condiciones de cargas complejas H. Christ, A. Jung, H. Maier y R. Teturuk ^[52], experimentaron con partículas reforzadas y no reforzadas de Si-C y con métodos de predicción evaluaron los mecanismos de daño y de vida de diversas aleaciones de acero. El objetivo de dicha publicación era proporcionar una visión compacta de las aplicaciones de métodos de predicción basados en los conceptos de mecánica de fractura en condiciones de fatiga isotérmica y termomecánica. En este mismo año, los investigadores A. Molinari y M. Pellizzari, esta vez apoyados por A. Tremea, A. Biggi, y G. Corbo ^[53] produjeron aceros de alta velocidad conocidos como HSS, vaciándolos por centrifugación, cambiando su

microestructura y modificando su composición química con el objetivo de mejorar las propiedades de impacto y la resistencia a la fatiga térmica, con la finalidad de poder ampliar la aplicación de estos materiales. Z. Zhang, D. Delagnes y G. Bernhart ^[54], enfocaron sus estudios en el comportamiento y el efecto de la temperatura de un acero para herramienta martensítico. Mientras que D. Caliskanoglu, I. Siller, R. Ebner ^[55], se centraron en el comportamiento de ablandamiento, tratando de localizar cuales son los mecanismos de daño más relevantes en las herramientas para trabajo en caliente, montando un nuevo centro de pruebas de fatiga térmica, que se basa en un diodo pulsado con láser como fuente de superficie de calefacción aplicando varios ciclos de temperatura para poder estudiar el efecto de la temperatura máxima, el rango de temperatura, y el tiempo de calentamiento, logrando evitar la oxidación; realizando las pruebas en alto vacío.

J. Sjostrom y J. Bergstrom ^[56], publicaron una evaluación del comportamiento cíclico durante la fatiga a altas temperaturas en trabajo en caliente de aceros de herramienta, encontrando que la fatiga durante la alta temperatura depende en gran medida de la cantidad de acero de la herramienta y su condición así como el control del modo de carga. Por otra parte P. Panjan, I. Urankar, B. Navinsek, M. Tercelij, R. Turk, M. Cekada y V. Leskovsek ^[57], mejoraron las herramientas de forja en caliente con tratamientos dúplex, para incrementar la resistencia al desgaste. Así mismo M. Pellizzari, A. Molinari y G. Straffelini ^[58] publicaron estudios de muestras tratadas con papel de plasma de nitruración PVD (CrN, ZrN) y tratamientos dúplex para contrarrestar la formación de grietas llevando a cabo ensayos de fatiga térmica.

En el año 2003 K. S. Klimek, H. Ahn y Seebach ^[59], presentaron un estudio similar al anterior pero enfocados a recubrimientos de PACVD los cuales son conocidos por proveer superficies con propiedades mejoradas en términos de baja fricción y alta resistencia al desgaste y fatiga. Estos recubrimientos despertaron interés en los investigadores C. Mitterer, F. Holler, D. Reitberger, E. Badisch y M. Stoiber ^[60], quienes estudiaron y publicaron sus aplicaciones industriales. M. Pellizzari, A. Molinari,

G. Strafèlini ^[61], en este mismo año realizaron una nueva publicación relacionada con fatiga térmica, en este caso referente a la nitruración gaseosa y la nitruración por plasma y como afectan en la resistencia, a este tipo de fatiga en aceros 41CrAlMo7, teniendo como resultado que una capa de compuesto gruesa y porosa (que se obtiene como resultado de una nitruración gaseosa) no es muy eficaz en la prevención de la nucleación y propagación de grietas térmicas, en cambio una capa de compuestos fina y compacta obtenida por la nitruración de plasma es capaz de evitar la nucleación de la grieta. Por otro lado R. Sandstrom y H. C. M. Anderson ^[62], publicaron la modelización de ciclos de histéresis durante la fatiga termomecánica. J. Puigcorbé, A. Vilà y J.R Morante ^[63], publicaron una metodología para estimar el número de ciclos hasta la falla en los sensores de gas macro-mecanizados que trabajan en condiciones pulsadas o moduladas (ciclos térmicos) por medio de la combinación de metal experimental elasto-plástico y modelos acoplados termo-mecánicos; los resultados incluyen información de fatiga térmica, tales como los modelos de plasticidad, el rango de deformación plástica y el número de ciclos hasta su falla.

En este año 2003 Q. Zhu y colaboradores ^[64], publicaron un artículo referente a un modelo híbrido en términos de física y de elementos finitos para aleaciones aluminio-magnesio trabajándolos en un proceso termo-mecánico (como se ha mencionado con anterioridad estos procesos son altamente deseables con el fin de mejorar la calidad de los materiales existentes, el tiempo y la eficiencia de cortes para desarrollar nuevos materiales) ya que los actuales modelos basados en física son demasiado complejos para aplicaciones industriales; una combinación de modelos difusos y basados en la física, fueron aplicados para predecir la tensión del flujo y la evolución microestructural durante un proceso termo-mecánico, el modelo híbrido fue incorporado en un modelo de elementos finitos y los resultados de la simulación muestran una distribución muy similar a los calculados en modelos empíricos.

En el 2004 A. Srivastava, V. Joshi y R. Shivpuri ^[65], publicaron estudios referentes al modelaje y predicción computarizados de la fatiga térmica y su formación de grietas en las herramientas de fundición a presión. En el transcurso del mismo año Smolik, Gulde,

Walkowicz y J. Suchanek ^[66], estudiaron la influencia de la estructura de un compuesto de capa nitrurada por PVD con respecto a la durabilidad de la forja de un acero DIN-1.2367, por otro lado J. J. Thomas, L. Verger, A. Bignonnet y E. Charkaluk ^[67], evaluaron la fatiga termo-mecánica y su papel en la industria automotriz, teniendo un buen entendimiento en la carga termo-mecánica, los parámetros de daño y los criterios de resistencia a la fatiga, dando como resultado el poder realizar cálculos de predicción de piezas de automóviles que se encuentran sometidos a este tipo de carga.

Otras de las aportaciones realizadas en el transcurso del 2004 fue la de Anders Persson, Sture Hogmark y Jens Bergstrom ^[68], en su estudio se evaluaron experimentalmente las variaciones de temperatura en la capa superficial de un acero para trabajo en caliente, registrándose los perfiles de temperatura en la capa superficial del molde y poder obtener los detalles del ciclo térmico. En este mismo año Anders Persson ^[69], se dio a la tarea de realizar estudios de fatiga térmica en aceros de grado dos para trabajo en caliente utilizados en herramientas, evaluándolos mediante un método experimental. Shahryar Shareef y Douglas R. Schmitt ^[70], utilizaron el método de electrónica interferometría speckle (ESPI) para determinar el módulo de Young y el coeficiente de Poisson de un material isotrópico. Un estudio similar fue publicado por B. B. Kerezsi, J. W. H. Price y R. H. Ibrahim ^[71], quienes utilizaron curvas S-N para analizar el agrietamiento debido a golpes térmicos repetidos. Johnny Sjöström y Jens Bergström ^[72] realizaron pruebas de fatiga térmica en un acero al cromo martensítico después de aplicar diversos tratamientos de temple, se encontró que el crecimiento de fisuras por fatiga térmica en el acero para herramientas depende en gran medida de las diferentes temperaturas de austenización, así como la temperatura máxima de la prueba. Por su parte Anders Persson, Sture Hogmark y J. Bergstrom ^[73], simularon y evaluaron la grieta por fatiga térmica en aceros de herramienta para trabajo en caliente.

En el año 2005 nos encontramos de nueva cuenta con A. Molinari, M. Pellizari, A. Tremea, A. Biggi y G. Corbo ^[74], estudiaron el efecto de la dureza sobre la resistencia a la fatiga térmica en algunos aceros de alta velocidad de corte con diferentes cantidades y

tipos de carburos eutécticos. B. Sudret y Z. Guede ^[75], realizaron estudios por medio de estadística para evaluar la resistencia a la fatiga de los componentes de las centrales nucleares. Así mismo Mercado-Solís y J. H. Beynon ^[76], quienes interesados en el deterioro de la superficie de los cilindros de trabajo en caliente, en el mismo año realizaron estudios basados en la simulación de los efectos de fatiga térmica en aceros de alta velocidad y alto contenido de carbono.

Otros estudios realizados en el mismo año con respecto a fatiga térmica fueron publicados por A. Persson, S. Hogmark y J. Bergstrom ^[77]. Enfocándose más a la utilización de recubrimientos para mejorar la resistencia de los materiales. L. A. Dobranski, M. Polok y M. Adamiank ^[78], analizaron la estructura y las propiedades de resistencia al desgaste al utilizar recubrimientos PVD depositados en aceros de trabajo en caliente tipo X37CrMoV5-1 elevando la temperatura a 500°C.

En el 2006 M. F. Abbod, Q. Zhu, D. A. Linkens, C. M. Sellars y M. Mahfouf ^[79], describieron una aproximación para el modelado de una estructura híbrida desarrollada para predecir las propiedades del metal de aleaciones de aluminio para diferentes condiciones de deformación, este artículo describe una metodología para el desarrollo del modelo híbrido y el proceso de validación que cubre una amplia gama de aleaciones, las temperaturas de tratamiento y condiciones de deformación. En este mismo año, Montemayor de la Garza ^[80], presentó el diseño de una máquina para ensayos de fatiga térmica. En este mismo año, Cristóbal Cruz Z. y Ricardo Órdenes M. ^[81] presentaron un estudio de fatiga termo-mecánica en materiales compuestos tales como cerámicas en matrices de metales livianos. En este estudio se observa que la matriz metálica se deforma plásticamente. Esta deformación empieza en la interfase de la matriz y la fibra, y crece de manera radial a medida que aumenta el número de ciclos. Con un ciclo continuo se forman huecos en la interfase y/o en la fibra y se daña el material.

Hasta este punto podemos decir que la fatiga térmica se produce por esfuerzos internos en el material causados por cambios drásticos calentamiento y enfriamiento cíclicos. Estos esfuerzos se producen en los materiales debido a las diferencias entre los coeficientes de

dilatación de los componentes del material. En primera instancia, las tensiones internas repetitivas producen deformaciones plásticas en la zona de interfase de la matriz metálica, que es donde se producen los mayores esfuerzos, causando el endurecimiento de esta zona. Luego de esta etapa comienzan las mayores complicaciones; al momento de enfriar el material, se generan esfuerzos de tensión en la interfase, produciendo pequeños vacíos (cavitación) y crecimiento de las cavidades. Bajo estas condiciones, el módulo elástico y la densidad del compuesto decrecen a medida que el ciclo térmico continúa. Con la adición de esfuerzos cíclicos, la situación se vuelve más grave, pues acelera el fenómeno de fatiga.

M. A. Quiñones-Salinas, R. D. Mercado-Solís^[82], construyeron un simulador experimental para estudiar el choque térmico y resistencia a la fatiga térmica de aceros en aleación al cromo de alto contenido de carbono.

En este mismo año los autores S. Armengol^[83] Y. Gaillard y M. Anglada^[84] estudiaron los efectos de la fatiga térmica en barreras térmicas con recubrimientos de Zircona estabilizada con 8% Itria (8YSZ) depositado sobre Ynconel 625 por el método de APS y EB- PVD, sometido a ensayos de fatiga térmica desde temperatura ambiente hasta los 1000°C por 1,500 y 1000 ciclos y hasta 1200°C por 1 y 500 ciclos. En las muestras sometidas a los ciclos térmicos se pudo observar que el espesor de la capa de óxido que crece durante tratamiento térmico llamada TGO (Thermally Grown Oxide) va aumentando a medida que aumenta la fatiga térmica y parece estar asociada a la pérdida de capas del recubrimiento, donde se observa un crecimiento de forma ondulatoria debido a los ciclos térmicos (500 ciclos), este crecimiento ondulatorio del TGO genera grietas debido a los grandes esfuerzos de compresión en el plano.

Centrándose en el año 2007, R. D. Mercado-Solís, J. Talamantes-Silva, J. H. Beynon y M. A. L. Hernández Rodríguez^[85], realizaron estudios en el modelado de daños en la superficie térmica en rodillos de laminación en caliente, los daños en la superficie térmicamente inducida presentaron características similares a los observados en el actual

molino de rodillos de trabajo durante el servicio, especialmente el acero de alto carbono-alto cromo, mostrando un mayor grado de daño en la superficie térmica que el acero herramienta de la alta velocidad. Basándose en los resultados, concluyeron que el banco de pruebas demostró capaz de producir daño térmico de una manera consistente y reproducible, por tanto; puede ser considerado como un recurso valioso para la ayuda en la comprensión del rodillo de trabajo en fenómenos de superficie deterioro. En este mismo año M. A. Quiñones Salinas desarrolló una metodología para ensayos de fatiga térmica ^[86], posteriormente apoyado por I. A. Barragán-Serna, R. D. Mercado Solís, y M. A. L. Hernández Rodríguez ^[87-88], realizaron otra publicación referente a la influencia de la microestructura y propiedades mecánicas en el comportamiento de fatiga térmica de un acero herramienta AISI H13.

En el año 2008, H. Rabal y R. A. Braga ^[89], realizaron la publicación del libro “Dynamic laser speckle and applications” a partir de la teoría física del análisis estadístico, y las aplicaciones; este libro presenta un enfoque sistemático para la nueva dinámica de los fenómenos de manchas con láser incluyendo temas teóricos y modelos de simulación para la interacción de la luz láser.

CAPÍTULO II

MARCO TEÓRICO

2.1 GENERALIDADES SOBRE LOS ANÁLISIS DE FATIGA

Se conoce como fatiga al proceso de daño acumulado causado por la aplicación de cargas cíclicas. En ambientes agresivos se designa como fatiga por corrosión^[90]. De acuerdo a esto, la experiencia ha demostrado que los factores principales de este tipo de falla son el número de ciclos y la magnitud de los esfuerzos a los que está sometida la estructura analizada. En otras palabras, entre mayores sean los esfuerzos, menos será el periodo de servicio antes de presentarse la falla y es el momento en que aparece una grieta detectable.

Actualmente se clasifica al fenómeno de fatiga en dos casos: fatiga de alto número de ciclos y fatiga de bajo número de ciclos^[91]. La fatiga de altos ciclos se enfoca a problemas en los que los niveles de esfuerzos son muy bajos, por lo que la pieza tiene una gran vida útil mayor a 10^4 ciclos^[92]. En el caso de piezas libres de defectos, las fallas se caracterizan con esfuerzos muy inferiores a la resistencia última del material e incluso por debajo de su punto de fluencia, generando muy poca o ninguna deformación plástica. Consecuentemente, la falla final es frágil independientemente de la ductilidad del material^[93]. Alternativamente la fatiga de bajos ciclos se ocupa de elementos sujetos a cargas repetidas que producen altos niveles de esfuerzos, incluso superiores al punto de

fluencia. Las piezas fallan antes de alcanzar los 10^4 ciclos^[94], provocando una cantidad apreciable de deformación plástica.

Entre los factores importantes que influyen en las fallas por fatiga pueden mencionarse: la concentración de esfuerzos, espesor y proceso de fabricación. En este último caso, el acabado superficial ha probado ser un factor determinante, ya que las superficies rugosas favorecen el desarrollo de grietas por fatiga. Esto se atribuye a que las cargas reales no pueden estar perfectamente centradas generando flexión, implicando que se presenten esfuerzos máximos en la superficie, cuyas irregularidades se comportan como concentraciones de esfuerzos^[95].

Otro aspecto importante es el tamaño de la pieza que será analizada. La propensión a falla por fatiga aumenta en forma indeterminada con el tamaño del elemento estructural, en parte debido a que presentan mayores superficies exteriores, aumentando el número de defectos presentes, así como mayores volúmenes en los que puede haber defectos internos y en parte a razones aun desconocidas. Esto complica el análisis de grandes elementos debido a que es difícil extrapolar resultados obtenidos en el laboratorio para piezas menores^[96]. Por lo tanto es necesario recurrir a un enfoque probabilístico y estadístico para explicar el problema.

Con respecto al medio ambiente, este influye también en forma importante, presentándose una interacción entre la propagación por fatiga y el daño por corrosión. De acuerdo a esto un método para contemplar estos efectos en el diseño y análisis por fatiga de altos ciclos es la utilización de factores empíricos para corregir su influencia^[97].

2.2 PARAMETROS EMPLEADOS EN EL ESTUDIO DE LA FATIGA

Los siguientes parámetros son los que caracterizan principalmente a la fatiga en forma general son representados en la figura 2.1

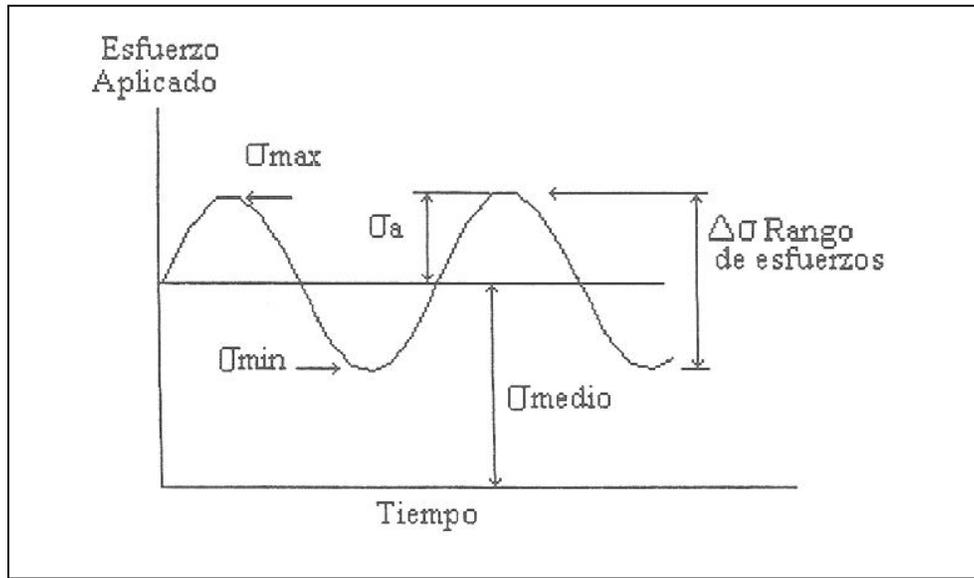


Figura 2.1 Ciclo de Esfuerzos. ^[97]

Rango de esfuerzos. También llamado intervalo de esfuerzos, es igual a la diferencia algebraica entre los esfuerzos máximos y mínimos de un ciclo:

$$S_r = S_{\max} - S_{\min} \text{ o } \Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min} \dots\dots\dots 2.1$$

Amplitud de esfuerzos alternantes. La mitad del rango de esfuerzos.

$$S_a = \frac{S_r}{2} \text{ o } \sigma_a = \frac{\Delta\sigma}{2} \dots\dots\dots 2.2$$

Esfuerzo medio. El promedio entre el esfuerzo mínimo y el esfuerzo máximo.

$$S_r = \frac{S_{\max} - S_{\min}}{2} \text{ o } \Delta\sigma = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2} \dots\dots\dots 2.3$$

Relación de esfuerzos. El cociente numérico del esfuerzo mínimo entre el máximo.

$$R = \frac{S_{\min}}{S_{\max}} \text{ o } R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \dots\dots\dots 2.4$$

Relación de amplitud de esfuerzos. El cociente algebraico de la amplitud de esfuerzos entre el esfuerzo medio.

$$RA = \frac{S_a}{S_m} \dots\dots\dots 2.5$$

Inversión de esfuerzos. Son los puntos de inflexión en las graficas de esfuerzo-tiempo. Un ciclo de fatiga de amplitud constante esta compuesto de dos inversiones de esfuerzos.

Vida por fatiga. Numero de ciclos de esfuerzo que se puede soportar para una condición de esfuerzo dada antes de que se presente la falla.

Limite de fatiga. El valor de esfuerzos por debajo del cual el material presumiblemente, durara un número infinito de ciclos.

Espectro de carga. Conjunto de ciclos de amplitud variable, que define los principales eventos o condiciones de carga a los que se somete una estructura.

2.2.1 Análisis elástico

La representación clásica de datos de fatiga en ingeniería, es mediante el diagrama conocido como curva S vs. N, mostrado en la figura 2.2, en el que se grafica la duración por fatiga del material, o más comúnmente su logaritmo contra algún valor de esfuerzos en especial, ya sea S_a , S_{\max} o S_{\min} . Estas curvas son generadas con aquellos puntos donde se manifiesta el inicio de la grieta. De esta forma los datos se obtienen para un material determinado y para valores fijos de R y S_m . El número de ciclos considerado suele ser $N > 1000000$, suponiendo un comportamiento global elástico. En la grafica

también se presenta el límite de fatiga como un límite inferior donde la curva se vuelve horizontal (ver figura 2.2).

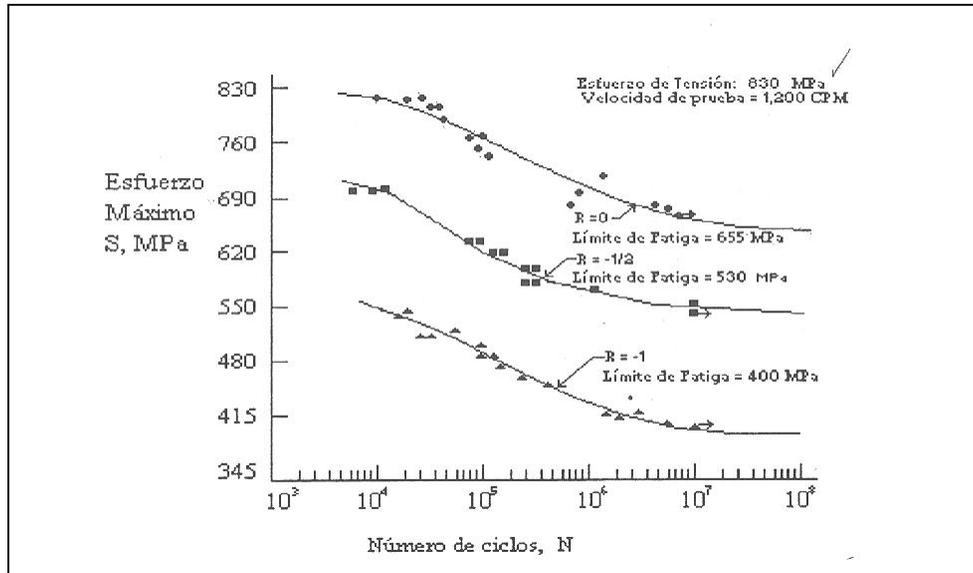


Figura 2.2 Curva S-N con límites de fatiga para acero SAE 1095 ^[97]

Para la mayoría de los aceros y aleaciones de cobre, el límite de fatiga oscila entre el 65% y el 80% del valor del esfuerzo último a la tensión.

Por otra parte, la curva S-N puede representarse analíticamente mediante la ecuación de Basquin:

$$N\sigma_a^p = c \dots\dots\dots 2.6$$

En el ensayo que generalmente se emplea para obtener la curva, se requieren probetas cilíndricas que se someten a una rotación que comience los esfuerzos cíclicos por carga de flexión. El primer espécimen se somete a un S_a alto, mediante la sujeción de un peso determinado en su extremo, obteniéndose el valor de "N". A continuación se prueban otros especímenes a menores niveles de esfuerzos, hasta llegar al nivel mínimo requerido o hasta que un espécimen supere $N = 10^4$ ciclos, considerándose como el nivel del límite de fatiga. El número de especímenes utilizados para una grafica suele ser entre 8 y 12. Es importante hacer notar que, las lecturas registradas no pueden obtenerse de nuevo debido

a que son pruebas destructivas, por lo que se presenta una gran dispersión en las curvas obtenidas. Esto lleva a la necesidad de representar la información mediante una superficie tridimensional en la que se registran tanto S y N, como la probabilidad de falla. Una posible representación de esto en dos dimensiones es la mostrada en la figura 2.3. En otras palabras, es necesario un tratamiento estadístico y probabilístico.

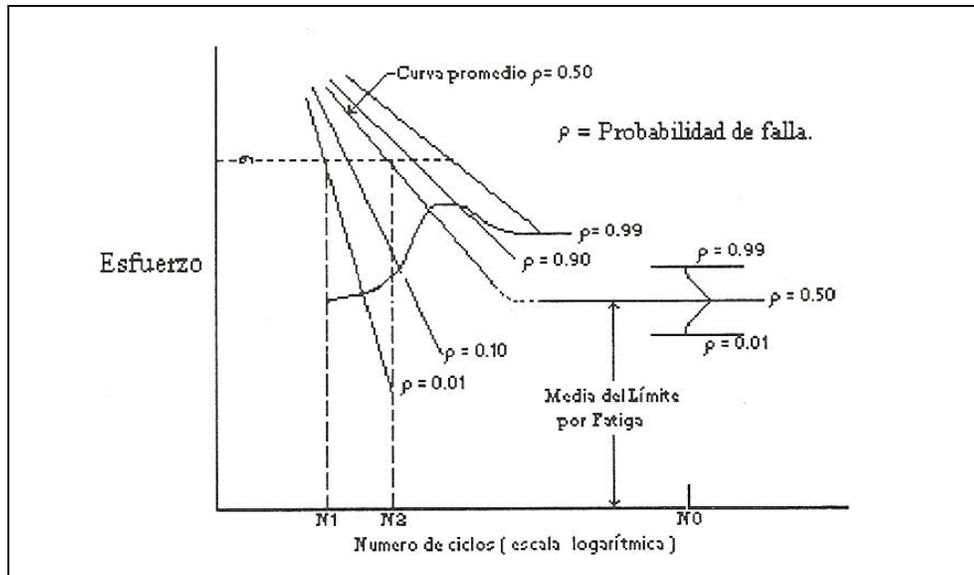


Figura 2.3 Representación de la curva S-N con base a probabilidades. ^[97]

Debido a que las curvas obtenidas con el procedimiento antes descrito se aplican a casos particulares, no hay datos suficientes para realizar un análisis de probabilidad de falla. Sin embargo, con esta información es posible considerar una distribución de probabilidad logarítmica normal, además el límite por fatiga es una cantidad estadística, ya que cada probeta tiene un límite de fatiga distinto presentando dispersión aun en especímenes colados al vacío. En el diseño por fatiga suele emplearse una curva S-N corregida, que contempla ajustes por dispersión de datos, por el efecto del tamaño y por otras influencias como el acabado superficial, el medio ambiente, etc.

2.2.2 Análisis plástico

El parámetro utilizado para analizar en el rango plástico a una probeta normalizada es la deformación unitaria, esto es, utilizando el esfuerzo nominal como variable de control, para efecto de análisis de los aspectos teóricos se consideran las siguientes variables:

$$\text{Esfuerzo nominal } s = \frac{P}{A_0} \dots\dots\dots 2.7$$

$$\text{Deformación unitaria nominal } e = \frac{l-l_0}{l_0} \dots\dots\dots 2.8$$

Es importante observar que conforme la probeta se deforma el área transversal disminuye, surgiendo el concepto de esfuerzo real (σ), que a tensión es mayor que s (a compresión será menor):

$$\sigma = \frac{P}{A} \dots\dots\dots 2.9$$

En forma similar, hay una deformación unitaria real (ε), que a tensión resulta ligeramente menor a “ e ” (ocurriendo lo contrario a compresión), igual a:

$$\varepsilon = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right) = \ln\left(\frac{A}{A_0}\right) \dots\dots\dots 2.10$$

Antes de que se produzca la destrucción de la probeta, los parámetros anteriores pueden relacionarse mediante las expresiones:

$$\sigma = s(l+c) \dots\dots\dots 2.11$$

$$\varepsilon = \ln(l+c) \dots\dots\dots 2.12$$

Los resultados experimentales muestran que el esfuerzo real en una probeta a tensión puede dividirse en dos partes lineal elástico y no lineal-plástico. Para cualquier punto “P” en la curva esfuerzo deformación (figura 2.4).

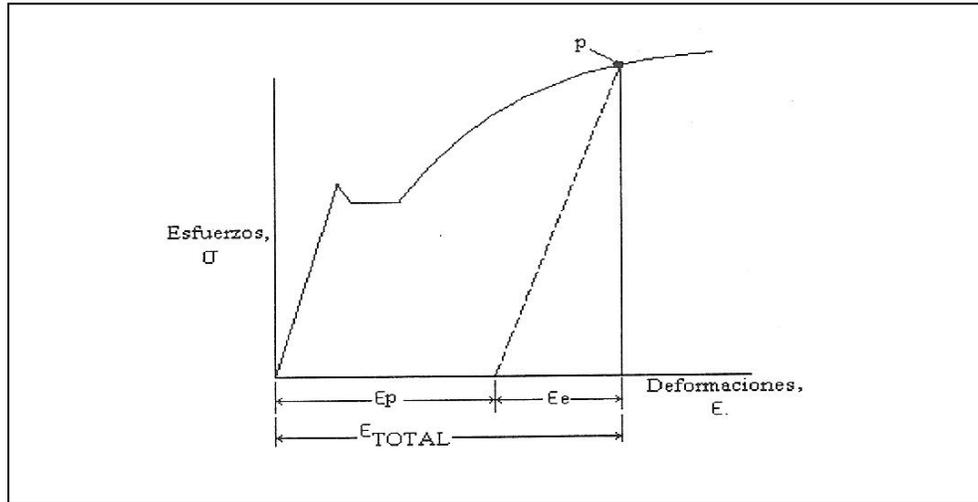


Figura 2.4 Componentes de la Deformación ^[98]

Otra manera de representar gráficamente a los resultados obtenidos es mediante la grafica logarítmica de esfuerzo real contra deformación real. En el rango elasto-plástico es una línea recta (figura 2.5) puede expresarse en la ecuación:

$$\sigma = K(\epsilon_p)^n \dots\dots\dots 2.13$$

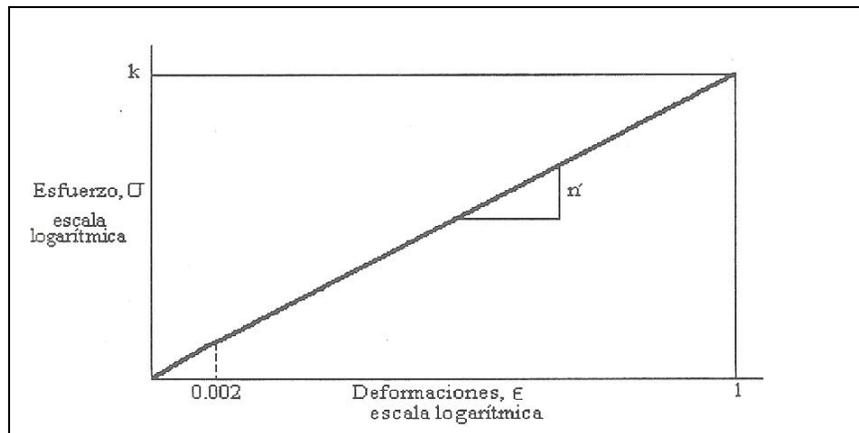


Figura 2.5 Esfuerzo real vs. Deformación real. ^[98]

En otras palabras el comportamiento no lineal se vuelve lineal, lo que facilita su manipulación. Cabe recordar que en el punto de falla hay otros dos parámetros importantes como:

El esfuerzo real de fractura.

$$\sigma_f = \frac{P_f}{A_f} \dots\dots\dots 2.14$$

y la ductilidad real a fractura, o deformación unitaria real al producirse la fractura:

$$\varepsilon_f = \ln\left(\frac{A_0}{A_f}\right) = \ln\left(\frac{1}{1-RA}\right) \dots\dots\dots 2.15$$

dónde:

$$RA = \frac{A_0 - A_f}{A_0} \dots\dots\dots 2.16$$

Finalmente combinando las expresiones anteriores puede obtenerse la siguiente expresión para la deformación unitaria total:

$$\varepsilon = \varepsilon_c + \varepsilon_p \dots\dots\dots 2.17$$

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} + \varepsilon_f \left(\frac{\sigma}{\sigma_f}\right)^{1/n} \dots\dots\dots 2.18$$

Es importante tomar en cuenta que los metales sometidos a esfuerzos y deformaciones cíclicas tiene un comportamiento “meta-estable” y su respuesta a estas limitaciones puede alterarse drásticamente cuando son sometidos a deformaciones plásticas en forma

repetida. Asimismo, en la vecindad de una muesca o ranura, la concentración de esfuerzos combinados con cargas cíclicas origina una condición de deformación controlada. Debido a esto y al comportamiento típico de materiales sujetos a cargas cíclicas, es usual que las pruebas mecánicas se realicen bajo deformación controlada como en pruebas mono-tónicas. Dependiendo de su estado inicial y de las condiciones en que se realiza la prueba un metal puede:

- Endurecerse cíclicamente.
- Reblandecerse cíclicamente.
- Ser cíclicamente estable.
- Tener un comportamiento mixto, endureciéndose o reblandeciéndose según la amplitud de deformaciones.

En la figura 2.6 puede observarse que, aunque las deformaciones se mantengan constantes, los esfuerzos sufren cambios significativos entre un ciclo y otro. El endurecimiento o reblandecimiento cíclico condice después de que se ha consumido de un 20% a 40% de la vida total de fatiga a un estado estable, para el cual el esfuerzo requerido para producir la deformación no varía considerablemente.

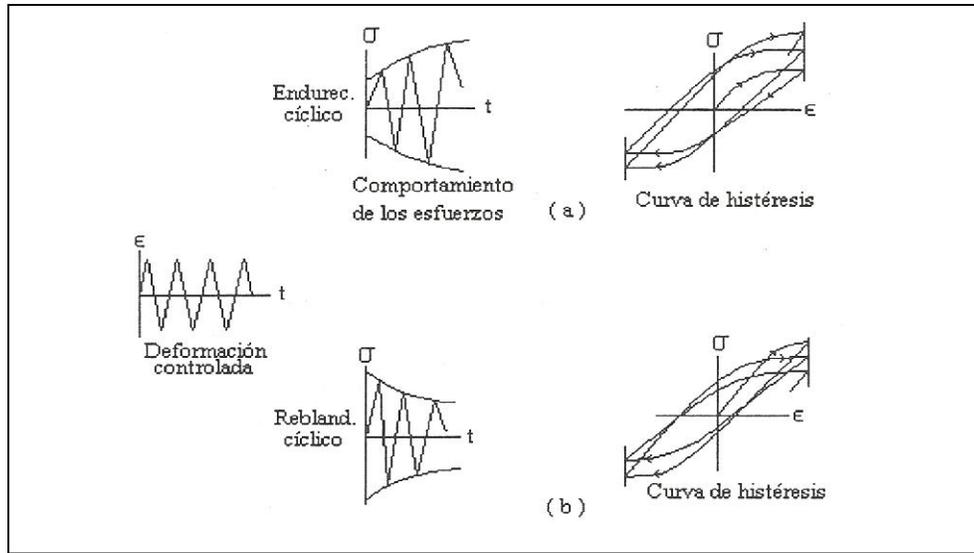


Figura 2.6 Endurecimiento y reblandecimiento cíclico ^[99]

2.3 EFECTO DE LA TEMPERATURA EN LA FATIGA

En vista del hecho de que no está disponible, en la actualidad, una comprensión satisfactoria básica de los fenómenos de estática o dinámica de alta temperatura en los metales, no es sorprendente que en experimentos en que ambas características están presentes son difíciles de interpretar. La situación se complica aún más por el hecho de que la dispersión de los resultados de la prueba es muy amplia en ambos tipos de fenómenos.

Si bien las complicaciones de prueba interfieren con el desarrollo de un procedimiento de diseño integral de servicio a altas temperaturas, no ha habido suficiente exploración experimental de los fenómenos implicados para proporcionar las bases para tal procedimiento. El procedimiento de diseño propuesto por Tapsell^[100], ligeramente modificado en la actualidad, parece ser el más capaz de conducir a los métodos de diseño coherente.

En la práctica, es necesario diseñar tanto contra el fallo por fatiga y contra la distorsión excesiva de la fluencia. El principio básico que guía el diseño ha sido declarado por Dolan^[101] quien señala que la fluencia es un fenómeno dependiente del tiempo, mientras que el fallo por fatiga es dependiente del ciclo.

De este modo, el tiempo de fabricación por la fatiga puede variar para la misma combinación de estrés y constante fluctuación, dependiendo de la frecuencia de la tensión fluctuante. Con el fin de simplificar el análisis de métodos de diseño, en primer lugar se supone que no hay cambios permanentes metalúrgicos, tales como cambios de fase de precipitación, etc.; como consecuencia de la exposición a la temperatura y el estrés.

2.3.1 El efecto de la temperatura en la resistencia a la fatiga

La figura 2.7 muestra las curvas S-N para la aleación N-155 a diferentes temperaturas. Estas son la forma invertida de flexión de las pruebas a 7,200 ciclos por minuto.

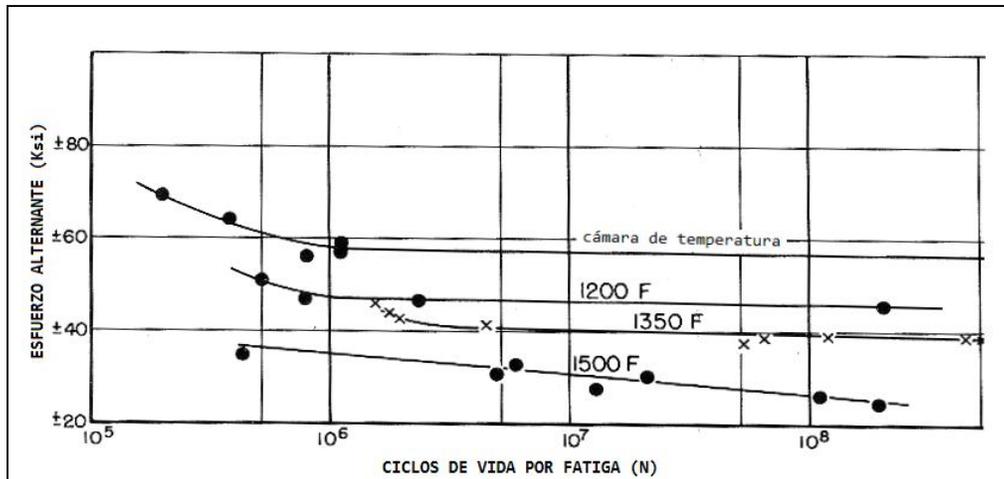


Figura 2.7 Datos de fatiga en acero N-155. ^[101]

La prueba en la que está completamente reservada la tensión en cada ciclo por lo general se puede interpretar como un indicador de resistencia a la fatiga sin complicaciones con los fenómenos de fluencia. Hay dos posibles excepciones a esta interpretación, sin embargo, se deben tener en cuenta, que ambos están conectados con la frecuencia del

ciclo. La primera está relacionada con el cálculo de la tensión máxima en flexión. El esfuerzo en la fibra exterior en flexión suele ser calculado por la fórmula elástica:

$$S_c = \frac{Mc}{I} \dots\dots\dots 2.19$$

La distribución de la tensión sobre la sección transversal que se muestra en la Figura 2.8A, si la temperatura y la tasa de esfuerzo es tal que se produce un arrastre en las fibras exteriores la distribución de tensiones se verá alterada como en la figura 2.8B, para el caso extremo, sería como se muestra en la figura 2.8C, en la distribución de casos de estrés como se muestra en la figura 2.8C.

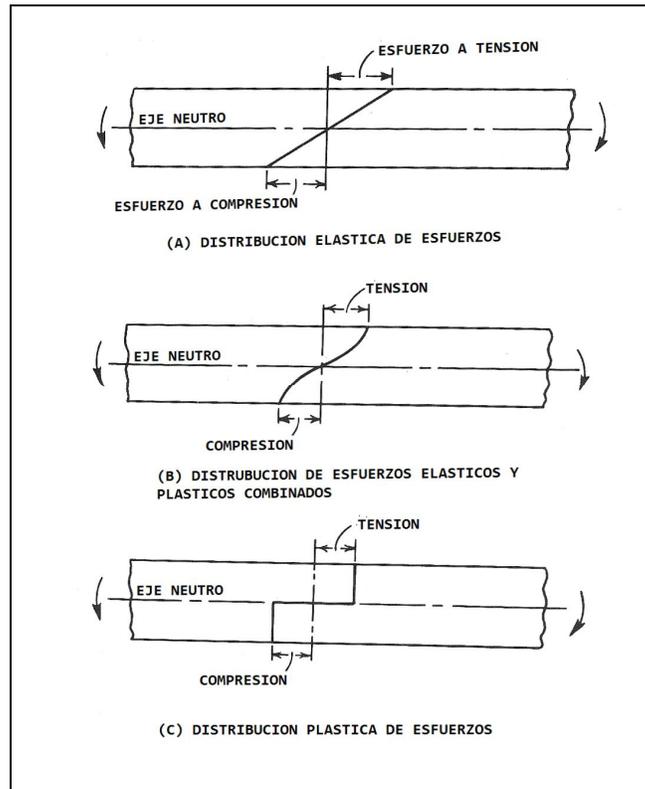


Figura 2.8 Posible distribución de esfuerzo. [101]

La tensión se calcula a partir de la fórmula:

$$S_c = \frac{2}{3} \left(\frac{Mc}{I} \right) \dots\dots\dots 2.20$$

Por lo tanto, en el caso extremo, la tensión en las fibras externas sería sólo de dos tercios tan alta como se calcula en el caso de la cepa puramente elástica y un aumento de resistencia a la fatiga aparente podría ser exceptuado. Dependiendo de la velocidad de la prueba y la temperatura, el valor máximo de tensión real será en algún lugar entre estos dos extremos. En prácticamente todos los casos de interés en el diseño de aeronaves, la distribución será muy cercana al valor elástico.

Un posible segundo factor es que el daño acumulativo que se produce en el curso de un ensayo de fatiga, los resultados de la fractura puede ser "llevados a cabo" en la temperatura del ensayo. En la preparación, entonces, para la construcción de curvas de diseño que combinan los fenómenos de fatiga y de fluencia, es necesario obtener los datos de la fatiga en un tiempo en lugar de una base de ciclo, Tapsell, sugiere que esto se haga por el supuesto de que el tiempo de la fractura es conocido por la frecuencia f_1 , el tiempo para otras frecuencias se puede calcular por la relación:

$$t_f = \frac{t_1 f_1}{f} \dots\dots\dots 2.21$$

Donde t_f es el tiempo de fractura, la frecuencia es f y t_1 es el tiempo de fractura para la frecuencia f_1 . Las figuras 2.9 y 2.10 muestran algunos de los datos en función del tiempo y de diferentes frecuencias de prueba calculada de acuerdo a la sugerencia de Tapsell.

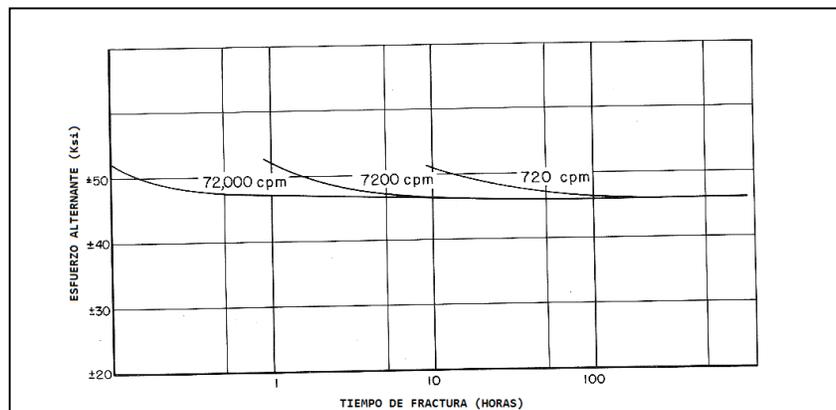


Figura 2.9 Efecto de la frecuencia de ciclo en el tiempo de fractura a 1200°F. ^[101]

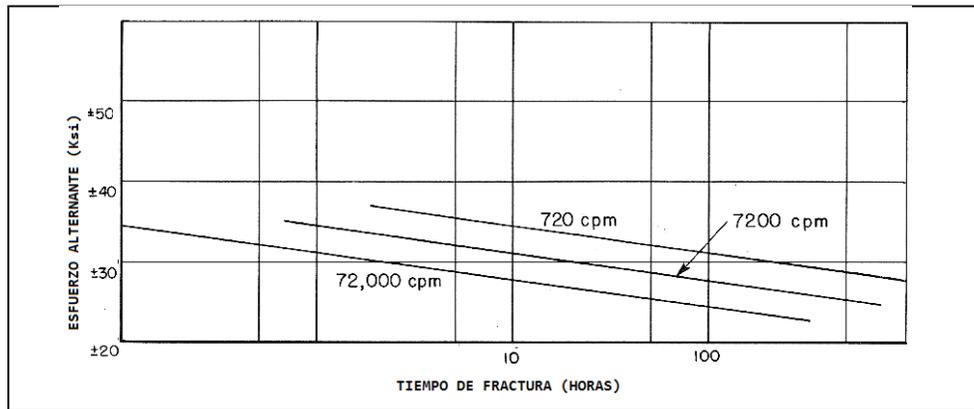


Figura 2.10 Efecto de la frecuencia de ciclo en el tiempo de fractura a 1500°F. ^[101]

Estas cifras son elegidas para representar a dos condiciones diferentes. En 1200°F parece que hay un límite de fatiga definido. En este caso no hay una gran diferencia, mucho menos una larga vida útil como resultado del cambio de frecuencia.

Cabe señalar, que las curvas calculadas pueden ser engañosas ya que las pruebas actuales no han sido continuadas por un tiempo suficientemente largo para asegurarse de que el límite de fatiga aparente es real.

Este punto ha sido llevado a cabo por Trapp y Schwartz ^[102]. En 1500°F, la curva de la fatiga se extrapola más allá de los datos reales linealmente, una vez más, de acuerdo con la sugerencia de Tapsell.

2.4 FENÓMENO DE FLUENCIA

Una gran parte del diseño de las altas temperaturas se basa en las curvas de ruptura de la tensión del tipo mostrado en la figura 2.11.

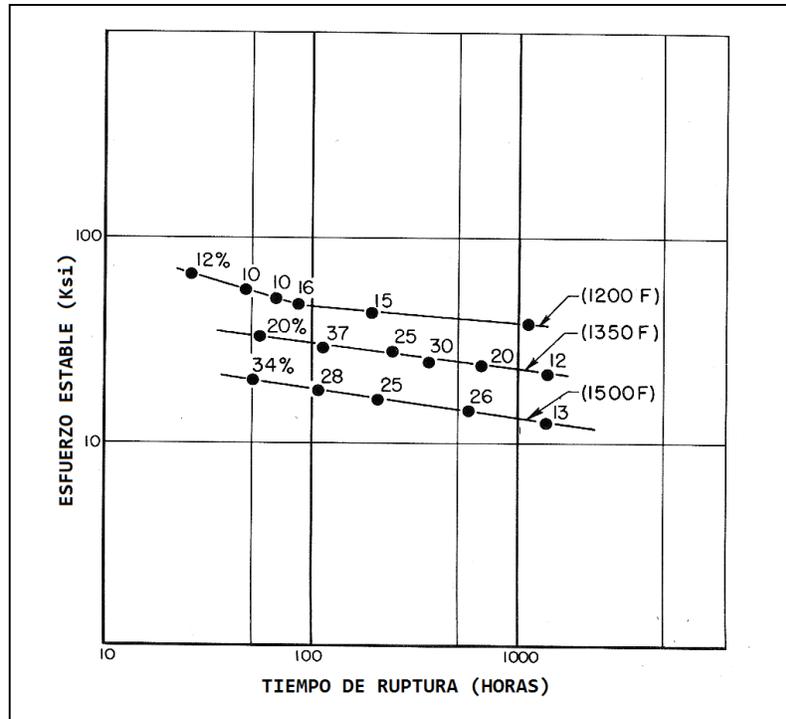


Figura 2.11 Curvas de esfuerzo-ruptura a diversas temperaturas para aleación N-155 ^[102]

En esta figura, los números asociados a los puntos de prueba son los porcentajes de alargamiento a la rotura. A partir de este número, es evidente que las cifras de la ruptura con el estrés no se puede utilizar directamente para el diseño (a excepción de un caso especial que será discutido bajo el efecto de concentraciones), ya que las deformaciones involucradas sería intolerable. Para utilizar el diseño, con el fin de asegurar una vida de determinado número de horas, por lo que es necesario mantener los esfuerzos considerablemente por debajo del valor que produciría la ruptura en el mismo número de horas.

En algunos casos, se realizan experimentaciones obteniendo la ruptura con el estrés de datos también han medido la tasa de elongación o por lo menos en el momento en que el alargamiento alcanza ciertos valores preseleccionados. Cuando se dispone de datos, es posible un diseño más preciso.

2.4.1 Interacción fluencia-fatiga

La interacción de las pruebas de fluencia-fatiga y su modelaje han sido actividades intensas desde los años cincuentas. El interés fue generado por la introducción de nuevos componentes en el funcionamiento de elementos estructurales a temperaturas elevadas. Los ejemplos incluyen motores aeronáuticos de gas, turbinas de vapor, reactores nucleares y recipientes a presión, componentes de tuberías para la generación de energía eléctrica y plantas de procesos químicos, fundición, forja y las ruedas del ferrocarril sujetos a la aplicación del freno; cabezas de los cilindros, válvulas de escape, colectores, sistemas de tuberías de escape y motores de cohete reutilizable.

En muchos casos, la elevada temperatura de operación es bastante constante (isotérmica) en un periodo de tiempo mientras que los componentes están bajo carga y pueden sufrir procesos de fluencia o de relajación de tensiones, que aceleran el inicio de la grieta y el crecimiento inicial. Los modos de grietas con frecuencia se han expuesto en la fluencia, como fracturas entremezcladas con el ciclo de fatiga dependiendo del tipo de agrietamiento.

Los tres modelos más utilizados son el tiempo y el estado del ciclo de la fracción de los casos del código ASME N-47-23^[103], la tensión de alcance de partición (SRP)^[104] y su versión de la deformación total^[105] y la mecánica continua de daños^[106]. Las maquinas de fatiga y el equipo asociado para su experimentación es esencialmente el mismo que se utiliza para los ensayos de fluencia-fatiga.

Estas pruebas de interacción se llevan a cabo a altas temperaturas, activadas térmicamente y controladas por la difusión de los mecanismos de deformación de fluencia y pueden funcionar bajo presión en función del tiempo y la temperatura. Como regla empírica, la temperatura de transición de fluencia es la mitad de la temperatura de fusión absoluta de una aleación. En los primeros años, las pruebas se realizaron para determinar simplemente la extensión de los efectos dañinos de la fluencia en cargas cíclicas (fatiga). Hoy en día, los exámenes todavía funcionan con ese propósito, pero

tratando de encaminar las pruebas de fatiga para evaluar y calibrar las constantes en una alternativa viable a la fluencia para determinar un modelo de predicción de la vida.

La adición de fluencia en un ciclo de carga de fatiga normal, siempre reduce la vida cíclica. Debido a la importancia de conocer los valores de esfuerzo y deformación dependiente del tiempo, por lo general se realizan pruebas con muestras de carga axial equipada con extensometría. Mientras que otros son intercalados, es decir, repetir bloques de breves períodos de fluencia seguido por breves períodos de fatiga, se ha informado^[107] que las pruebas más comunes incluyen ciclos que repiten el esfuerzo con períodos de retención, tienen períodos impuestos en tensión o en compresión sola o en combinación.

Los períodos de retención pueden estar bajo constante tensión o estrés constante. Bajo un estrés constante, los límites de tensión son generalmente impuestos para impedir un trinquete. Por otra parte, la fluencia puede ser introducida por controlar las tasas de esfuerzo de tracción, compresión, o ambas cosas.

En la figura 2.12 se da la comparación de dos modelos de predicción de vida fluencia-fatiga, en este caso, el tiempo y la regla de fracción-ciclo, que utiliza un enfoque basado en la tensión de la evaluación de daños a la fluencia, no desempeña un papel aceptable para predecir los resultados de laboratorio. La vida cíclica puede ser sobreestimada por un factor de 5 y desestimada por un factor de 20, creando una banda de incertidumbre en la vida prevista de dos ordenes de magnitud. El método de partición de la tensión de alcance, es un enfoque basado en la tensión y le asigna el daño de fluencia de acuerdo con las magnitudes de las cepas que se encuentran en un ciclo. La cifra indica un enfoque basado en la tensión superior en este caso.

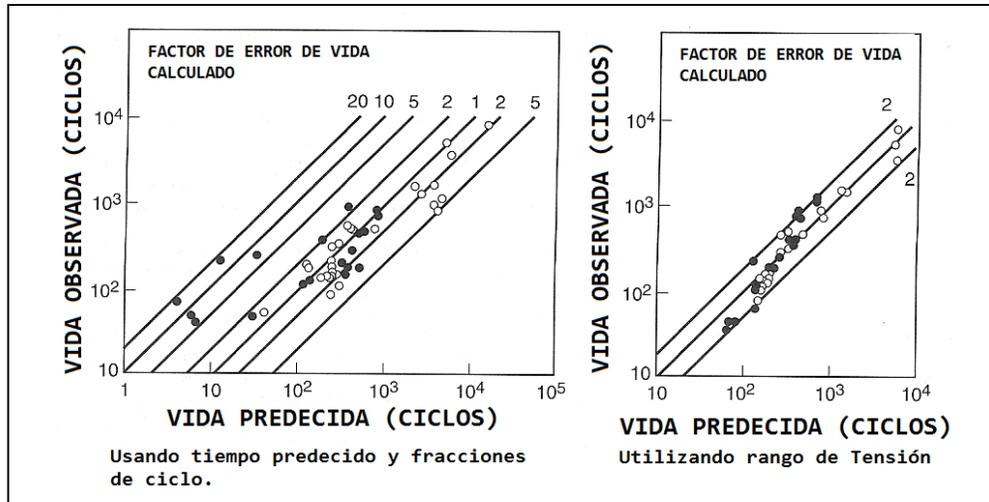


Figura 2.12 Predicción de vida para Incoloy 800 y AISI 304.^[107]

Un modelo viable de fluencia fatiga es de gran importancia para poder diseñar un equipo que funcione durante largos periodos de tiempo a temperaturas elevadas. Las vidas de servicio suelen ser mucho mayores que la vida económica de ensayo de las muestras de laboratorio. Lo que un modelo viable tiene que ofrecer es una mayor confianza en las extrapolaciones para tiempos más largos de fracasos que fueron utilizados en la calibración del modelo. Debido a la fluencia, las mediciones de fatiga en el laboratorio son los ingredientes básicos de la fundación de la evaluación para extrapolar la durabilidad estructural, es imprescindible que las medidas exactas y el control de las variables de las pruebas se mantengan. El problema es que la fluencia es sensible a la temperatura en una dependencia exponencial y no lineal altamente sensible al estrés y el tiempo de exposición. Las dependencias de la temperatura y el tiempo también se incluyen en los efectos de la interacción con el medio ambiente. Por lo general, el oxígeno es el medio ambiente y la oxidación de la superficie puede influir mucho en la susceptibilidad de las superficies expuestas a la iniciación prematura de grietas y el crecimiento temprano. La mayoría de los modelos de fluencia-fatiga se calibran y se utiliza sin el beneficio de separar los efectos de la oxidación de los efectos de la fluencia^[108]. Los resultados de las pruebas fluencia - fatiga son en general más amplios que los resultados de fatiga simple.

2.5 FATIGA TÉRMICA

La fatiga térmica es un modo de falla estructural en muchos componentes de alta temperatura. La carga de fatiga térmica es inducida por los gradientes de temperatura durante el calentamiento o enfriamiento transitorio de una alta temperatura de operación a otra. La carga de fatiga térmica también puede ocurrir cuando la calefacción y refrigeración están presentes de forma simultánea y gradientes térmicos se mantienen durante el funcionamiento continuo. La restricción es percibida por los mejores materiales como un esfuerzo de compresión térmica que no es diferente en su efecto sobre el material de lo que sería una cepa mecánica inducida de igual magnitud. Del mismo modo, el frío del material se ve obligado por el más caliente a ampliarse más de lo normal. La tensión térmica inducida en el material más frío es de tracción. Las condiciones de compatibilidad de las deformaciones se mantienen. Las tensiones térmicas correspondientes son consecuencia directa de las tensiones térmicas de acuerdo con la actual relación estrés-deformación y la necesidad de obedecer las leyes del equilibrio. La suma integrada de las tensiones internas en las fuerzas siempre debe ser igual a cero. Debido a los gradientes de las variables principales, es imposible medir las propiedades de fatiga.

2.5.1 Pruebas de fatiga térmica.

La máquina de prueba y la muestra establecida para las pruebas de TMF son esencialmente los mismos que se utilizan para pruebas de fatiga a la fluencia o de referencia de alta temperatura de ensayo de fatiga isotérmica. La principal diferencia es que la temperatura de la muestra, en lugar de permanecer constante, se debe programar para variar de forma definida con precisión. Por otra parte, la tasa de ciclismo debe, a veces, ser bastante alta, lo que requiere la capacidad de calentar y enfriar la muestra lo más rápidamente posible, sin crear excesivos gradientes térmicos. Este requisito prácticamente descarta el uso de los hornos convencionales debido a su gran inercia térmica. Comúnmente se utiliza calentamiento por inducción, porque el gradiente de temperatura a lo largo de la longitud del indicador muestra se puede controlar mejor con

un calentamiento por inducción de tres zonas. Las bobinas de inducción son más conductoras para el uso de extensómetros. El calentamiento directo por resistencia, aunque no de uso común, tiene la capacidad de calentamiento de una muestra tan rápida que podría fundirse en cuestión de segundos. El calentamiento no suele ser el factor limitante en el gobierno de la tasa de ciclos, más bien lo es, el enfriamiento. El enfriamiento de aire forzado ha sido utilizado con éxito. El enfriamiento excesivo induce gradientes térmicos y un estrés térmico no deseado. Debe lograrse un equilibrio entre el enfriamiento y el calentamiento, la tasa y el grado de tensión no deseadas inducidas térmicamente y las tensiones. Las tasas de ciclos térmicos tan rápidos como 3 minutos por cada ciclo se emplean de forma rutinaria. El aumento de la temperatura mínima en el ciclo de TMF es un método comúnmente utilizado para ayudar a acelerar la frecuencia de las pruebas TMF. Esto puede reducir considerablemente el tiempo necesario para enfriar por una curva exponencial. La eliminación de la última porción de la curva puede reducir significativamente el tiempo de enfriamiento por ciclo. Para la mayoría de equipos industriales, la temperatura mínima en un ciclo de fatiga térmica es la del ambiente, y está muy por debajo de la temperatura mínima por lo general es seleccionada para las pruebas TMF. Normalmente las condiciones de prueba del rango de temperatura, temperatura mínima y la tasa de ciclos están determinadas por el compromiso, independientemente de la temperatura mínima seleccionada para la prueba. Teniendo el deseo de acortar el tiempo de cada ciclo, conduce a mayores gradientes térmicos a través de la muestra de prueba. Por supuesto, uno de los propósitos de las pruebas de TMF es mantener intencionalmente gradientes térmicos despreciables, mientras que la temperatura global del volumen de ensayo de la muestra se levanta y los ciclos bajan. Al mismo tiempo la magnitud de las cepas distribuidas uniformemente (tensiones) en la muestra se controla independientemente de los cambios de temperatura, aunque fija la eliminación gradual; generalmente se mantiene entre ellos. Como consecuencia de ello, la muestra de ensayo puede ser programada para la experiencia cíclica de tensiones térmicas y mecánicas del mismo modo que el material podría en un momento crítico que fueron sometidos a la fatiga térmica en un elemento de la estructura. De esta manera, la resistencia de un material a la fatiga térmica puede ser evaluada experimentalmente para una serie de fases y la amplitud de la tensión (estrés) y la temperatura. La figura 2.13

muestra una serie de ciclos básicos de cepa TMF para el más elemental de las situaciones de TMF en el que la tensión mecánica y temperatura varían de bloqueo fuerte unos con otros. Una forma de onda triangular se utiliza para los ciclos de ejemplo.

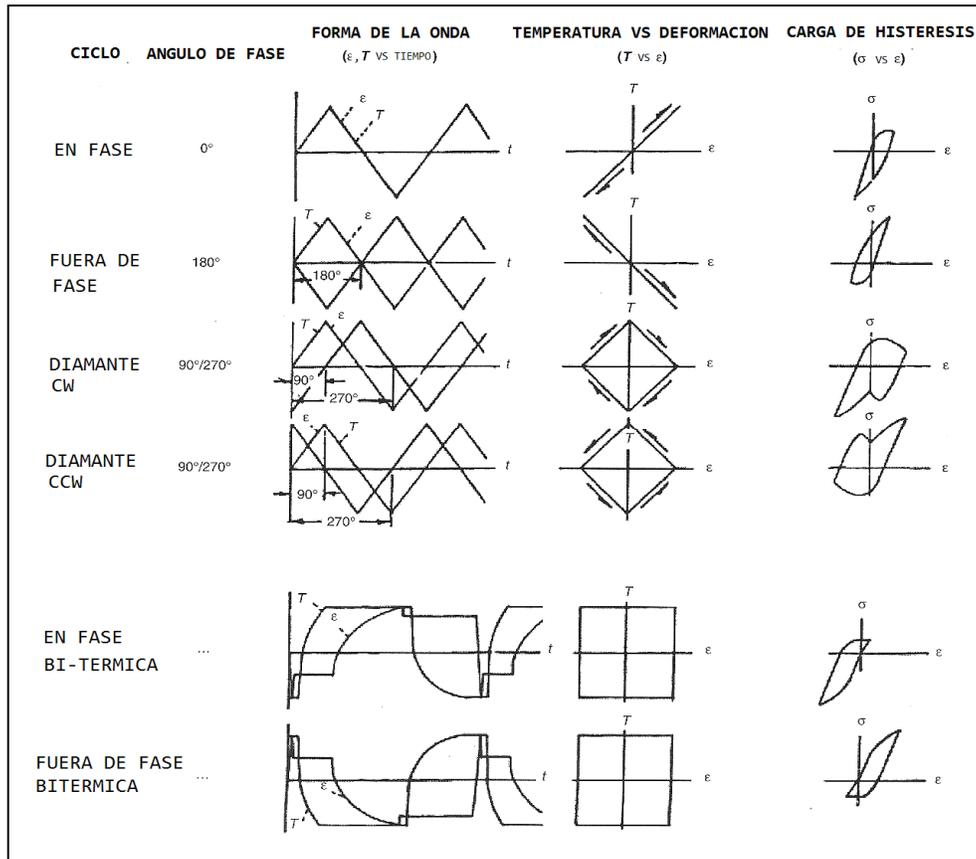


Figura 2.13 Ciclos básicos de fatiga Termomecánica. ^[108]

Cuando la forma de onda se utiliza al mismo tanto para la temperatura esfuerzo, su tiempo de cambio de fase puede ser descrito por un solo parámetro, el ángulo de fase. En la fase de ciclos (0° cambio de fase) se define como la tensión algebraica máxima se produce en la temperatura mínima. Fuera de la fase de TMF (180° cambio de fase) es sólo el reverso de fase en los ciclos. Un ángulo de fase de 90° o 270° corresponde a un patrón en forma de diamante de la tensión mecánica frente a la temperatura. La cepa resultante de estrés cíclico de histéresis para un ciclo de diamante aparecerá como

inusual, ya que las temperaturas máximas y mínimas no se producen en la tensión mecánica máxima o mínima.

Rara vez, son simples los ciclos, porque la vida TMF fatiga es generalmente la forma de onda medias dependientes, están obligados a generalizar las caracterizaciones de laboratorio para que puedan ser aplicadas a cualquier ciclo único de fatiga térmica que se encuentra en servicio. Esto generalmente se logra con un modelo de predicción de vida. Una vez más los modelos basados en la física que tienen el mayor potencial para la interpolación adecuada y la extrapolación de resultados generados.

Hay espectros si la prueba de TMF de cualquier tipo dado de ciclo que podría llevarse a cabo en el laboratorio, la eliminación podría cubrir el rango de fase a fase y todos los puntos entre así como para los ciclos de TMF que no son descriptibles, citando a un simple medida de la eliminación, los rangos de temperatura puede ser muy estrechos o muy salvajes, las temperaturas máxima y mínima que podría incluir también una amplia gama, al igual que la gama mecánica del tren.

La frecuencia (u otra medida de la tasa de ciclos y los períodos de espera) es otra variable fundamental para la investigación si se quiere documentar la amplia gama de la resistencia a la fatiga térmica de un material. Una matriz de prueba completa que puede capturar todas las variables pertinentes es demasiado grande para ser práctico. Una acertada selección de las variables de una de sus combinaciones y gamas generalmente se requiere la base sobre la posible aplicación de los resultados de comités de ASTM E-08 sobre la fatiga es actualmente la elaboración de un estándar para las pruebas básicas de la fatiga TMF ^[109] a través de formas simples de onda de tensión progresiva y ciclos de temperatura.

La resistencia a la fatiga isotérmica, y es con frecuencia menor que la resistencia de fatiga isotérmica. Esto se observa en general a pesar de las comparaciones hechas a la resistencia a la fatiga isotérmica medida a la temperatura máxima de la prueba TMF. La base para la comparación de la resistencia a la fatiga isotérmica y TMF de un material

también es importante. Por ejemplo, la resistencia TMF puede ser peor si el rango de deformación elástica se utiliza como base de comparación, pero podría ser mejor si el rango de deformación total se utiliza. Esta aparente dicotomía es un resultado directo de las diferencias en el cíclico comportamiento tensión-deformación isotérmica y TMF (Thermo-Mechanical Fatigue).

2.5.2 Modelado del ciclo de fatiga térmica

Debido a la gran cantidad de variables y el problema inherente de no ser capaz de permitirse el lujo de probar todas las combinaciones posibles de las variables, los métodos alternativos son deseables. Un enfoque atractivo es la adopción de la vida TMF por método de predicción. Al calibrar las constantes en las ecuaciones que representan el modelo de los medios disponibles para calcular el comportamiento en otras condiciones por interpolación y extrapolación. Entre los modelos más utilizados son la ASME tiempo y el estado del ciclo de fracción, el modelo de daño continuo de ONERA (la agencia espacial francesa, la Universidad de Illinois modelo de fluencia-fatiga-oxidación ^[110] y la NASA Glenn (anteriormente Lewis) el método de partición de la tensión de alcance (SRP) ^[111].

El enfoque de SRP para la predicción de la vida a la fluencia y la fatiga TMF se aprovecha de las pruebas de fatiga bi-térmicas ^[112]. Como su nombre indica, cada dos ciclos térmicos se lleva a cabo utilizando dos niveles de temperatura isotérmica dentro de cada ciclo. La temperatura isotérmica alta representa la temperatura máxima de un ciclo de TMF más complejo, mientras que la temperatura isotérmica baja representa el mínimo. El impulso para el desarrollo bi-térmico prueba fue para permitir la medición directa de la tensión, tanto la expansión térmica y tensión mecánica sin que se entremezclan. Durante el ciclo convencional TMF, las cepas térmicas y mecánicas se aplican simultáneamente y sólo pueden ser separados por el cálculo. Durante bi-ciclos térmicos, esfuerzos mecánicos se aplican sólo durante las dos mitades isotérmicas y no cuando la temperatura se va a cambiar. El énfasis en la muestra se controla a cero durante cualquier cambio de

temperatura, proporcionando así una clara separación de la expansión térmica y las tensiones mecánicas.

Un esquema bi-térmico del ciclo de histéresis se muestra en la figura 2.14 se muestra una fase de ciclo, todas las tracciones mecánicas de esfuerzo se llevan a cabo a bajas temperaturas, y la compresión mecánica de esfuerzo se realiza a la temperatura alta.

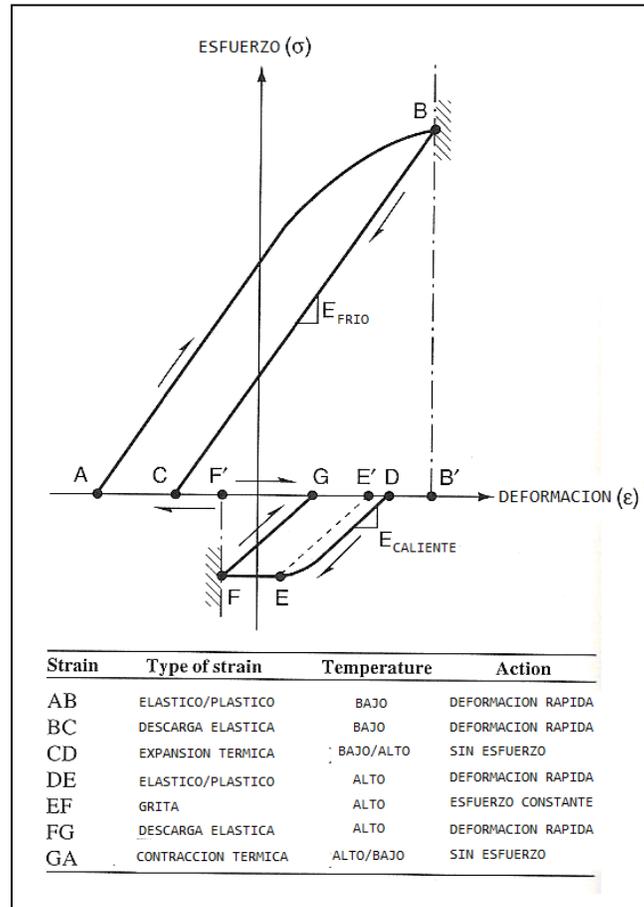


Figura 2.14 Esquema bi-térmico del ciclo de histéresis. ^[112]

La secuencia de carga que está atravesando en un ciclo se observa en la tabla de la figura 2.14. La carga de tensión del punto A al B una descarga de B a C se lleva a cabo a la temperatura fría en el módulo de elasticidad. Se presume que la temperatura es suficientemente baja y la velocidad de deformación es lo suficientemente alta que se arrastran en función del tiempo queda excluida y se produce la plasticidad única. De ahí

que la elasticidad a la tracción (de plástico) es la tensión de CA y la deformación elástica correspondiente CB', que es el estrés en el B dividido por. En el punto C de la carga se mantiene en cero y la temperatura de la muestra eleva a la temperatura más alta en el módulo de elasticidad. La muestra se expande libremente de C a D, una medida directa de la cepa de la expansión térmica en el rango de temperatura. Una vez que la estabilidad térmica se ha alcanzado.

La muestra está entrenado rápidamente en compresión hasta una tensión predeterminada que se alcanza en el punto de la cepa E. DE" es independiente del tiempo de deformación plástica. Bajo el estrés en el E, la fluencia a la compresión se produce hasta el límite de la tensión en el punto F se alcanza y la muestra se descargan rápidamente al punto G. la cantidad de deformación compresiva es EF, y la tensión de compresión elástica es la DG DE = "+ EF (o E"G). La correspondiente deformación elástica de compresión es el esfuerzo de fluencia (a lo largo de EF) dividido por, el enfriamiento desde el punto G al punto A se completa el ciclo bi-térmico. El GA contracción térmica debe ser igual a los CD de expansión.

El rango de deformación elástico para la curva bi-térmica es la suma de los valores absolutos de las deformaciones elásticas de tracción y compresión. El rango inelástico la tensión correspondiente es el ancho o el ciclo de histéresis en cero estrés. Hay dos medidas de este rango de tensión, corriente alterna o DG. En teoría, deben ser iguales. De lo contrario un trinquete cíclico se lleva a cabo, el trinquete se debe prevenir ya que cada medida experimental tiene algunas dispersiones, se recomienda que el AC y la dirección general se promedien para determinar el valor del rango de tensión elástica. El rango de deformación total de la curva bi-térmica es la suma de los rangos de deformación elástica e inelástica. La curva también revela la división de las cepas inelástica en su fluencia y los componentes de la plasticidad para su uso en el método de división de rango de cepa para la predicción de vida. Una fase de-bi-térmica de ciclo de histéresis se vería como una curva fuera de fase, salvo que en la curva se reflejan imágenes sobre el eje de tensión. Los ciclos de fatiga térmica con experiencia en servicio rara vez tienen temperaturas suficientemente altas, tanto en la resistencia a la tracción y la compresión.

Si el rango de deformación total es muy grande todos los ciclos de TMF experimentan fluencia invertida. Estos ciclos rara vez o nunca, se producen en situaciones de servicio y son un artefacto de las pruebas de TMF en el laboratorio. Por el contrario, las pruebas bi-térmicas, para cualquier magnitud del rango de tensión, no experimentan fluencia invertida.

2.6 TRATAMIENTOS TÉRMICOS

Los tratamientos térmicos tienen como objeto mejorar las propiedades y características de los aceros, y consisten en calentar y mantener las piezas o herramientas de acero a temperaturas adecuadas, durante cierto tiempo y enfriarlas luego en condiciones convenientes. De esta forma, se modifica la estructura microscópica de los aceros, se verifican transformaciones físicas y a veces hay también cambios en la composición del metal^[113].

El tiempo y la temperatura son los factores principales y hay que fijarlos siempre de antemano de acuerdo con la composición del acero, la forma y el tamaño de las piezas y las características que se desean obtener. En este capítulo se tratarán los tratamientos de recocido, temple, cementación y nitruración.

2.6.1 Recocido y sus generalidades.

El recocido se define como un tratamiento térmico con tendencia hacia el equilibrio y por tanto es controlado por la difusión. El objetivo fundamental es conseguir lo contrario que el temple, es decir un ablandamiento del material que se había deformado por el trabajo en frío o por tratamientos térmicos y así obtener una dureza más baja. Con el nombre de recocido se conocen varios tratamientos; en otras ocasiones también se desea regenerar la estructura o eliminar tensiones internas. Consisten en calentar los aceros a determinadas temperaturas, seguidos generalmente de enfriamientos lentos, se pueden clasificar de la siguiente manera^[114]:

a) **Recocidos de austenización completa o de regeneración.** En este caso el calentamiento se hace a una temperatura ligeramente más elevada que la crítica superior y luego el material se enfría muy lentamente. Sirve para ablandar el acero y regenerar su estructura.

b) **Recocidos subcríticos.** El calentamiento se hace por debajo de la temperatura crítica inferior no teniendo tanta importancia como el caso anterior la velocidad de enfriamiento, teniendo como finalidad eliminar tensiones internas y aumentar la ductilidad del acero. Dentro de este mismo grupo se pueden distinguir tres tipos de recocidos subcríticos:

1. *Recocido de ablandamiento.* Tiene como objetivo ablandar al acero por un procedimiento rápido y económico. Se suelen obtener las menores durezas pero en muchos casos las que se consiguen son suficientes para mecanizar perfectamente los materiales. El proceso consiste en calentar el acero hasta una temperatura, que siendo inferior a la crítica Ac_1 , sea lo más elevada posible y enfriar luego al aire. Las durezas que se obtienen en ciertos aceros de herramientas y de construcción de alta aleación, después de este tratamiento, suelen ser algunas veces demasiado elevadas para el mecanizado.
2. *Recocido contra acritud.* Se efectúa a temperaturas de 550°C a 650°C , y tiene como objeto, principalmente, aumentar la ductilidad de los aceros de poco contenido en carbono (menos de 0.40%) estirados en frío, con el calentamiento a esta temperatura, se destruye la cristalización alargada de la ferrita apareciendo nuevos cristales mas dúctiles que los primitivos, que permiten estirar o laminar nuevamente el material sin dificultad, en este caso el enfriamiento suele ser al aire.
3. *Recocido subcríticos globular.* En ocasiones para obtener en los aceros al carbono y de baja aleación una estructura globular de muy baja dureza, en cierto modo parecida a la que se obtiene en el recocido globular de austenización incompleta (que se mencionara a continuación), se les somete a los aceros a un calentamiento

a temperaturas inferiores pero muy próximas a la crítica A_{c1} , debiendo luego enfriarse al acero lentamente en el horno.

c) Recocidos de austenización incompleta (globulares). Son los tratamientos que se suelen dar a los aceros al carbono o aleados de más de 0.50% de carbono para ablandarlos y mejorar su maquinabilidad. Consisten en calentamientos prolongados a temperaturas intermedias entre la crítica superior y la inferior, seguidos siempre de un enfriamiento lento. El fin que se persigue con estos recocidos es obtener la menor dureza posible y una estructura microscópica favorable para el mecanizado de las piezas. Por medio de estos tratamientos se consigue con bastante facilidad en los aceros hipereutectoides que la cementita y los carburos de aleación adopten una disposición más o menos globular que da para cada composición una dureza muy inferior a cualquier otra microestructura, incluso la perlita laminar. Suele emplearse un ciclo oscilante de las temperaturas que son unas veces superiores y otras inferiores a A_{c1} , al primero se le llama recocido globular oscilante y al segundo recocido globular de austenización incompleta, este tratamiento es efectivo en los aceros de bajo contenido de carbono.

d) Recocido de los aceros estirados en frío de bajo contenido en carbono. Este tratamiento se utiliza para mejorar la ductilidad del acero y poder someter el material a nuevos estirados o laminados en frío, o para dejar el acero con una ductilidad y una maleabilidad mayor que la que tiene después del estirado o laminado en frío. Los aceros de menos de 0.30% de carbono después de ser estirados en frío, están constituidos por numerosas partículas alargadas de ferrita y algunas pocas de perlita, para ablandar el acero y mejorar su ductilidad de una manera sensible, suele ser suficiente calentarlo a temperaturas de 600°C a 700°C, y enfriar luego al aire. En este tratamiento cuando el acero alcanza los 525°C a 575°C se provoca la recrystalización de la ferrita, que por efecto del trabajo en frío se había alargado. Por medio de este recocido los cristales recobran la forma normal, y así el metal que antes era agrio, se vuelve maleable. Si el calentamiento se hace a temperaturas más elevadas, 850°C a 950°C aumenta el tamaño de los cristales.

2.6.1.1 Recocidos recomendados

Los aceros de herramientas suelen ser casi siempre hipereutectoides, se suelen ablandar sometiendo a recocidos de austenización incompleta y enfriamiento lento. Los aceros empleados para la construcción de piezas de maquinaria, motores, etc., bien sean aceros al carbono o aleados, se suelen ablandar con recocidos subcríticos y enfriamiento al aire.

En ocasiones los aceros de este último grupo se suelen ablandar también en recocidos de austenización completa o de austenización incompleta. Los recocidos de austenización tienen el inconveniente de que exigen un enfriamiento muy lento que dura muchas horas. Como la dureza que se obtiene en los recocidos subcríticos es en ocasiones sensiblemente de la misma que la que se obtiene en los recocidos de austenización y es aceptable para el buen mecanizado de las piezas, en la mayoría de los casos es ventajoso el recocido subcríticos por ser de menor duración y más económico que los de austenización. En cambio en los aceros de herramienta los recocidos de austenización incompleta a pesar de su larga duración compensan porque se obtienen durezas muy inferiores a las que corresponden a los recocidos subcríticos y además se obtienen también estructuras globulares que son las mejores para mecanizar esta clase de aceros^[115].

2.6.2 Temple y sus generalidades

Su finalidad es aumentar la dureza y la resistencia del acero. Para ello, se calienta el acero a una temperatura ligeramente más elevada que la crítica superior Ac_1 (Entre 800°C y 950°C), se enfría luego rápidamente en un medio como agua, aceite, o sales.

Para conseguir un enfriamiento rápido se introduce el acero en agua, aceite, sales o bien se efectúa el enfriamiento con aire o gases. La velocidad de enfriamiento depende de las características de los aceros y de los resultados que se pretenden obtener.

En casos determinados se interrumpe el enfriamiento en campos de temperatura comprendidos entre 180°C - 500°C, alcanzándose de esta manera un temple con el mínimo de variación en las dimensiones de las piezas, un mínimo riesgo de deformación

y consiguiéndose durezas y resistencias determinadas, de acuerdo con las estructuras cristalinas obtenidas^[116].

Cuando en el temple de un acero de menos de 0.90% de carbono, se inicia el enfriamiento, toda la masa debe encontrarse formando cristales de austenita. Si no se cumple esta condición el temple no será perfecto y no se alcanzara toda la dureza que con ese acero se puede obtener. Si los aceros de contenido en carbono inferior a 0.90% no se alcanza una temperatura superior a A_{c3} , quedara algo de ferrita sin disolver en la austenita, y después del enfriamiento aparecerá ferrita en el acero templado. La estructura martensítica perfecta y la máxima dureza compatible con la composición de un acero, solo se puede conseguir cuando al iniciarse el enfriamiento su estructura es totalmente austenítica, por ser el único constituyente capaz de transformarse en martensita.

La martensita es el constituyente típico de los aceros templados. Se admite que esta formado por una solución sólida sobresaturada de carbono o carburos de hierro en hierro alfa y se obtiene por enfriamiento rápido de los aceros desde alta temperatura. Su contenido de carbono suele varia generalmente desde pequeñas trazas hasta 1% de C y algunas veces, en los aceros hipereutectoides, aun suele ser más elevado. Presenta un aspecto formando agujas en zig-zag, con ángulos de 60° .

También se encuentra la Bainita, este constituyente se obtiene en la transformación isotérmica cuando la temperatura de enfriamiento es de 250 a 500°C. La Bainita tiene una dureza variable de 40 a 60 Rockwell C. Puede presentarse en los aceros aleados como en los aceros al carbono. Existen otros productos que pueden llegar a obtenerse en un temple como son:

La Troosita, que es un agregado extremadamente fino de cementita y de hierro alfa, se produce por un enfriamiento de la austenita a velocidad ligeramente inferior a la critica de temple, o por la transformación isotérmica de la austenita a temperaturas de 500 °C a 600°C grados centígrados, según sea la composición de los aceros, es magnética su resistencia se encuentra entre 400 a 500 Brinell.

La Sorbita, es un agregado fino de cementita y hierro alfa, se obtiene por el enfriamiento de la austenita a velocidad bastante inferior a la crítica de temple o por transformación isotérmica de la austenita en la zona de 600 a 650 grados centígrados, su resistencia va de 250 a 400 Brinell. Es el constituyente de máxima resiliencia de los aceros.

La templabilidad de un acero es la propiedad que determina la profundidad y distribución de la dureza producida por temple, ejemplo, es la facilidad para formar martensita dificultando la aparición de productos de transformación y depende de: La composición química del acero, del tamaño del grano austenítico y de la estructura del acero antes del temple.

2.6.2.1 La influencia de factores externos

Los factores que intervienen en el temple del acero, pueden clasificarse en dos grupos: En el primero se encuentran los que son inherentes a la calidad del material y determinan su velocidad crítica de temple. Los más importantes son la composición y el tamaño de grano.

El estado de la estructura microscópica en el momento anterior al temple y el grado de heterogeneidad de la austenita, ejercen también cierta influencia en los procesos de temple. Al segundo grupo pertenecen los factores que determinan la velocidad de enfriamiento de los diferentes puntos de las piezas, siendo los más importantes la forma y sus dimensiones, su estado superficial, la conductibilidad térmica del acero y el medio empleado para el enfriamiento. También debe tenerse en cuenta la temperatura empleada para el temple porque si hay variaciones importantes, en ocasiones se acusa la diferencia de temperaturas empleadas en el tratamiento.

2.7 TRATAMIENTOS TERMOQUÍMICOS

Son los procesos a los que se someten los metales y aleaciones ya sea para modificar su estructura, cambiar la forma y tamaño de sus granos o bien por transformación de sus constituyentes.

El objeto de los tratamientos es mejorar las propiedades mecánicas, o adaptarlas, dándole características especiales a las aplicaciones que se le van a dar a las piezas, de esta manera se obtiene un aumento de dureza y resistencia mecánica, así como mayor plasticidad o maquinabilidad para facilitar su conformación.

Son tratamientos de recubrimiento superficial en los cuales interviene un elemento químico el cual se deposita por proceso de difusión en la superficie del material^[117].

2.7.1 Cementación y sus generalidades

En ciertos mecanismos es necesario que algunas piezas tengan superficies muy duras, resistentes al desgaste y a la penetración, y el núcleo central sea tenaz, para poder soportar los choques a que están sometidos. Uno de los procedimientos mas usados en la actualidad para conseguir estas características, gran dureza y mucha tenacidad es la Cementación, este procedimiento consiste en aumentar el contenido de carbono en la superficie de las piezas de acero, rodeándolas con un medio carburante y manteniendo todo el conjunto durante un cierto tiempo a elevada temperatura. Luego se temple las piezas y quedan con gran dureza superficial.

Se pueden emplear cementantes sólidos, líquidos y gaseosos, oscilando la duración de la cementación de 6 a 10 horas cuando se utilizan cementantes sólidos, de 1 a 6 horas cuando se trata de sales o cementantes líquidos de 1 hora o varios días utilizando cementantes gaseosos. Se empleando aceros aleados y sin aleación de bajo contenido en carbono, generalmente de 0.08% a 0.25% de C y excepcionalmente algunas veces se cementan también aceros has de de 0.40% de C. La operación se realiza generalmente a temperaturas comprendidas entre los 850 y 950°C.

En el proceso de cementación se pueden distinguir dos etapas distintas: deposición y difusión, la primera consiste en meter al material de acero (bajo carbono) en una caja cerrada con carbón vegetal (80%) y catalizadores como carbonato de bario (20%) o sodio o una mezcla de estos, se calienta hasta 900 a 927°C durante 20 minutos según la profundidad de capa deseada, enfriando al aire. La segunda etapa consiste volver a calentar (875 - 900°C) la muestra pero ahora con solo grafito natural para que no se descarbure, con la finalidad de difundir hacia el núcleo parte del carbono de la capa hiper cementada. El tiempo de permanencia en esta etapa es generalmente el 4 veces el tiempo de permanencia de la primera etapa (en este caso en particular sería 80 min.), enfriando al aire. Es importante mencionar que al termino de esto ciclos térmicos se obtendrán profundidades de capa de aproximadamente 0.5 mm con un porcentaje de carbono de 0.6%. Después de la cementación sólida el material pudo sufrir un crecimiento de grano por lo que se recomienda un normalizado a 825°C antes del temple revenido final (820 y 300°C respectivamente) ^[118].

2.7.1.1 Capa cementada

Se le da el nombre de capa cementada a la zona que después de la cementación queda con un contenido de carbono superior a la del acero y recibe el nombre de capa dura la zona superficial que después del ultimo tratamiento queda con una dureza superior a 58 – 61 Rockwell C, y que suele corresponder al a zona cuyo porcentaje de carbono es superior a 0.50 – 0.80% de C.

Aunque de unos casos a otros hay bastantes diferencias se puede considerar que la mayoría de las piezas cementadas el espesor de la capa dura varía de la cuarta parte a la mitad (0.25 a 0.5) de la profundidad de la capa cementada. A veces en lugar de hacer referencia a la profundidad de la capa cementada se señala según referencias la capa con carbono superior a 0.3 o 0.5% de carbono. Esto se hace porque en ocasiones ese espesor es casi aproximadamente el de la capa dura. Los espesores de las capas cementadas que normalmente se emplean en las piezas de maquinas y motores se pueden clasificar en tres grupos:

1. *Capas delgadas con menos de 0.50mm de espesor de cementación.* Estas profundidades de cementación se utilizan para pequeñas piezas de acero al carbono, endurecidas generalmente con sales de cianuro y templadas directamente desde la temperatura de cementación. Estas piezas deben de utilizarse siempre sin rectificado posterior.

2. *Capas medias de 0.50 a 1.50mm de espesor de cementación.* Estos espesores son los mas corrientes para la mayoría de las piezas que se utilizan en la fabricación de maquinas y motores, se pueden emplear cementantes sólidos, líquidos o gaseosos con aceros al carbono débilmente aleados o de alta aleación.

3. *Capas de gran espesor superiores a 1.50mm.* son obtenidas generalmente, por cementación con materias sólidas y con cementantes gaseosos.

Cualquiera que sea el proceso que se emplee, no conviene que el contenido en carbono de la capa cementada no pase del 1% y debe procurarse que la parte periférica de la pieza después de rectificada, quede aproximadamente de 0.8 a 0.9% de carbono, con lo que se obtienen en el temple durezas de 62 a 65 Rockwell C, siempre conviene obtener durezas superiores a los 60, que es el limite de la dureza en que la lima ya no marca al acero.

2.7.1.2 Atmosferas Carburantes

Para obtener capas cementadas de composición y espesor conveniente, es necesaria la presencia de hidrocarburos en las atmosferas carburantes. Se ha comprobado experimentalmente que el oxido de carbono a elevada temperatura que se emplea en la cementación y en las condiciones en que generalmente se suele encontrar en los hornos, es muy estable y poco activo, y en cambio si se le añaden hidrocarburos, estos se disocian fácilmente dando carbono naciente que pasa al acero, siendo este ultimo caso la cementación mas intensa.

El gas natural o el gas de alumbrado no pueden ser empleados como gases cementantes porque se obtienen resultados bastante irregulares, debido, por una parte a las variaciones de composición de esos gases, y por otra, a que, empleando esos gases, se suele formar un depósito de hollín sobre las piezas que dificulta la penetración del carbono. En la actualidad esos gases son muy poco utilizados como cementantes gaseosos, aunque en cambio se emplean mucho para la preparación de atmósferas carburantes como explicaremos a continuación.

Los mejores resultados se obtienen empleando hidrocarburos diluidos en otros gases, constituidos principalmente por óxido de carbono, nitrógeno, hidrógeno, etc. Las atmósferas carburantes se preparan generalmente empleando un gas portador o de relleno y un gas o vapor activo o carburante. Como gas de relleno se suele utilizar generalmente un gas combustible, casi totalmente quemado. Luego ese gas se regenera (aumentando el porcentaje de CO y de H₂) al ponerlo en contacto con un catalizador.

2.7.2 Nitruración y sus generalidades

Es un tratamiento termoquímico que provoca un endurecimiento en la superficie de las herramientas de acero, mediante la difusión del nitrógeno, que reacciona con el material, calentado en una atmósfera rica en este elemento, formando nitruros de hierro y, también, nitruros especiales con ciertos elementos de aleación (Cr, Mo, V; W, Al, etc.). La acción endurecedora que el nitrógeno ejerce sobre el hierro y los aceros, fue descubierta por Fremy hacia el año 1861, cuando experimentaba la acción del amoníaco sobre piezas de acero calentadas a elevadas temperaturas.

Después de terminada la primera guerra europea, en el año de 1923, el Doctor Fry, descubrió que el problema de fragilidad de la capa exterior de las piezas nitruradas podía ser resuelto con el empleo de una temperatura de nitruración relativamente baja (unos 500°C aproximadamente) y con el uso de aceros aleados con aluminio cromo y molibdeno en lugar de aceros ordinarios al carbono.

La temperatura de nitruración está, normalmente, comprendida entre 500 y 580° C, y sirve, a veces, como tratamiento que sustituye al último revenido que se efectúa a la herramienta correspondiente. La nitruración es un procedimiento de endurecimiento superficial en el que por absorción de nitrógeno, se consiguen durezas muy altas en la periferia de las piezas de acero. Con procesos normales de 20 a 80 horas de duración se obtienen capas nitruradas de espesores variables desde 0.20 a 0.70mm. Existen diferentes tipos de nitruración tales como: Nitruración gaseosa, Nitruración en sales, Nitruración iónica, Nitrocarburation, Sulfocarbonitruración, Oxicarbonitruración, y la nitruración sólida, la cual describiremos a continuación. La nitruración sólida se realiza a temperaturas aproximadas de 940°C y 1000°C con tiempos de permanencia de 2 a 8 horas, se puede utilizar como medio de enfriamiento agua o aire, para realizar el tratamiento de nitruración sólida se puede utilizar como catalizador sulfato de amonio o urea, realizando mezclas de grafito con un 90% y 10% de catalizador. Las propiedades más notables en las piezas nitruradas son las cinco siguientes:

Gran dureza. Las piezas nitruradas pueden quedar con durezas comprendidas entre 1,100 a 650 Vickers, según la composición del acero. Cuando interesa que la capa dura sea de gran tenacidad, conviene utilizar aceros, que después de la nitruración queden con durezas relativamente bajas (650 a 850 Vickers), por que las capas nitruradas de máxima dureza tienen menor tenacidad.

Gran resistencia a la corrosión. Los aceros resisten mejor la acción corrosiva del agua dulce, agua salada, vapor o atmósferas húmedas que los aceros ordinarios, y por eso, este procesos es muy utilizado para las piezas que deben sufrir la acción de ciertos agentes corrosivos. Su resistencia al ataque por metales o aleaciones fundidas de aluminio, cobre, etc. También es mucho mayor que los aceros ordinarios.

Resistencia a deformaciones. Como en el tratamiento de nitruración no es necesario enfriar las piezas rápidamente, desde alta temperatura en agua o aceite, se evitan graves inconvenientes de los enfriamientos rápidos, que pueden dar origen a deformaciones importantes.

Endurecimiento exclusivo de determinadas superficies de las piezas. Durante la nitruración se puede proteger perfectamente las superficies de las piezas que no se desea endurecer, aunque sean de formas complicadas e irregulares, dejando libres para nitrurar exclusivamente las zonas que deben quedar duras.

Retención de las durezas a temperaturas elevadas. Las capas nitruradas conservan gran dureza, especialmente cuando la duración del calentamiento es prolongada.

2.7.2.1 Composición de Aceros para la nitruración

Para la fabricación de piezas nitruradas se emplean aceros de porcentajes de carbono variantes de 0.10 a 0.60% de C, aleados con aluminio cromo, molibdeno y vanadio. El contenido en carbono de todos esos aceros, no influye en la dureza, ni en la profundidad de capas nitruradas, utilizándose diversos porcentajes de acuerdo con las características mecánicas que se quieren obtener en el núcleo.

Hay que evitar en las piezas descarburaciones superficiales, eliminando por mecanizado las que hubiera antes de la nitruración, porque en las zonas donde el porcentaje de carbono es muy bajo, se forman capas con nitruros de hierro que son muy frágiles y pueden ocasionar el desconchado de las capas superficiales. De los varios elementos aliados que se emplean, el aluminio es el mas importante cuando se quiere conseguir las máximas durezas pero debe ir siempre acompañado de otros elementos aleados para evitar que las capas nitruradas resulten demasiado frágiles.

El molibdeno aumenta también la dureza de la capa exterior, mejora la tenacidad del núcleo y evita la fragilidad que suelen presentar los aceros, el cromo aumenta la profundidad de la capa dura e incrementa además la influencia del aluminio y el molibdeno. El vanadio influye decisivamente en la profundidad de nitruración, aumentando el espesor de las capas duras.

2.8 DESCRIPCIÓN DE NORMAS UTILIZADAS

2.8.1 *ASTM E3 – 01*

El principal objetivo de esta norma es el estudio de la microestructura de los aceros y revelar sus constituyentes, tanto de los metales como de sus aleaciones por medio de la luz de barrido microscópica. Para ello es necesario realizar una preparación adecuada de la muestra, la norma nos indica una serie de pasos para una preparación adecuada para su estudio.

2.8.2 *ASTM E384 – 09*

Tiene como finalidad, la toma de durezas superficiales en muestras previamente preparadas para su estudio metalográfico, describe tanto los tipos de indentación, como la calibración de equipos. Incluye un análisis posible de errores que pueden ocurrir durante la prueba y como estos factores afectan la precisión, repetibilidad y reproducibilidad de los resultados de la prueba.

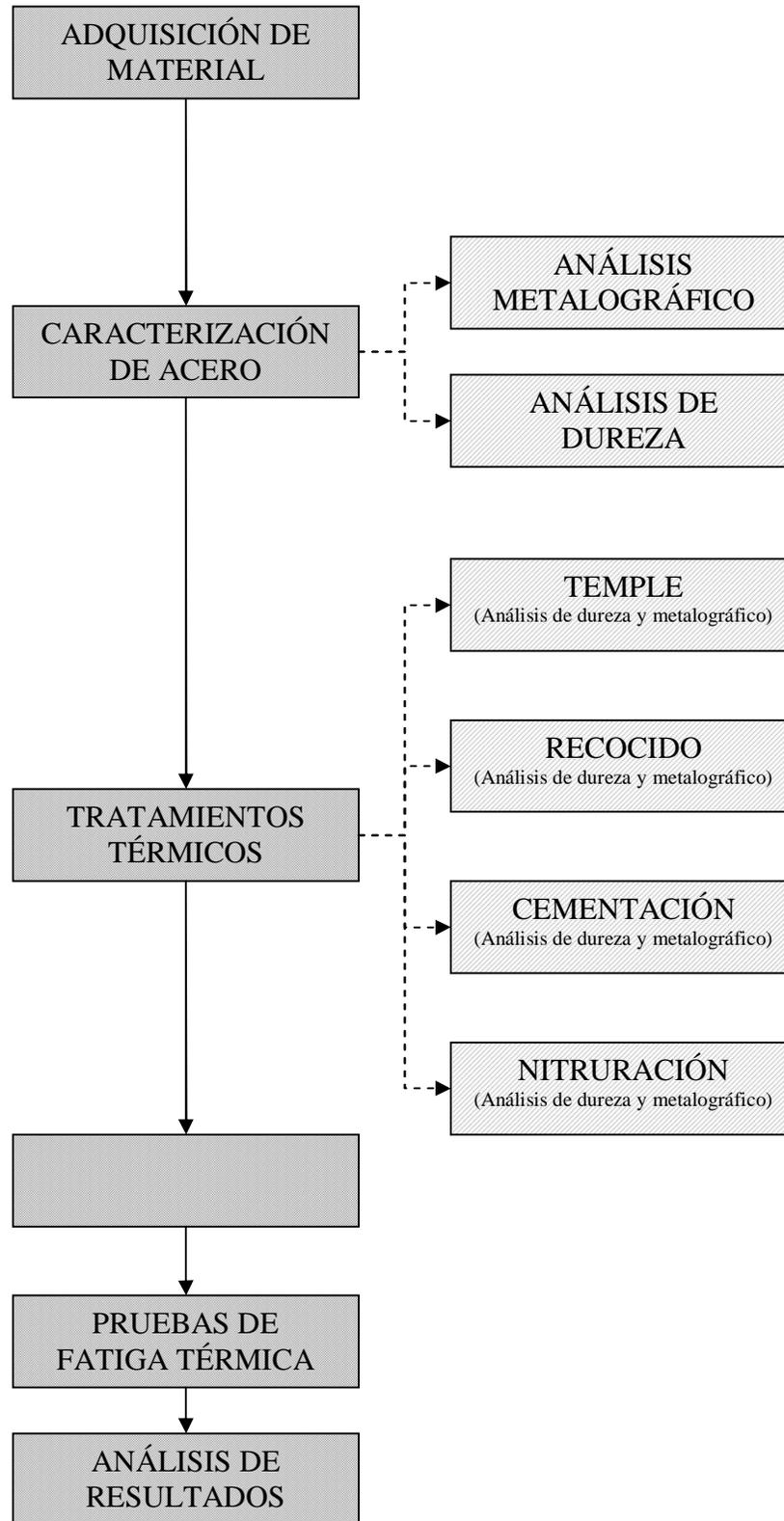
2.8.3 *ASTM E8 – 04*

Esta Metodología cubre las pruebas de tensión de metales a temperatura ambiente. Describe los tipos de probeta que se pueden utilizar, incluyendo sus dimensiones, cargas con la finalidad de determinar propiedades como el modulo de elasticidad, carga máxima, esfuerzo máximo, elongación y reducción de área.

2.8.4 *ASTM G73 – 83*

Cubre los procedimientos para la identificación y medición de la medida de carburación de un metal, además de interpretación y evaluación de los efectos de carburación. Como son el porcentaje de masa ganada, la evaluación metalográfica, el perfil de difusión de carbono y el cambio de propiedades mecánicas.

2.9 DIAGRAMA DE FLUJO



CAPÍTULO III

CARACTERIZACIÓN DE CONDICIONES

3.1 DESCRIPCIÓN DEL EQUIPO NECESARIO

La caracterización de un material es primordial a la hora de realizar cualquier tipo de experimentación, para este caso se optó por llevar a cabo análisis de microestructura y de dureza, comparando los resultados obtenidos con los que se encuentran disponibles en cualquier catálogo de materiales.

Para el desarrollo del estudio del acero 1018 en sus diferentes condiciones, fue necesaria la preparación de las muestras en base a las normas especificadas en el capítulo II, para ello se utilizó el siguiente equipo:

CORTADORA METACUT- M250

Maneja una capacidad de corte hasta 90 mm por secciones, discos que alcanzan hasta 250mm de diámetro, consta con dos elementos de sujeción, inyección de refrigerante, paro de emergencia y dos seguros en los extremos opuestos de su compuerta. Para encenderla es necesario accionar en la caja de control 1,3 y 5.

PLANCHA BARNSTEAD THERMOLYNE CIMAREC

Con pantalla digital, la temperatura es ajustable en incrementos de 5 en 5, con un rango de 5 hasta 540C. Para este caso la temperatura necesaria fue variando desde 65 a 110 grados centígrados.

PULIDORA MARK V LAB 2B SERIES

Cuenta con un eje de acero inoxidable. El tazón y el drenaje son resistentes a los ácidos. Manguera refrigerante flexible, válvula de bola que puede dirigir agua en cualquier lugar de la rueda, este conjunto es ideal para el pulido de múltiples pasos. La máquina viene con parches adhesivos para cambio rápido de molienda.

MICROSCOPIO MARK V LAB MXLT INVERTED TRINOCULAR

Se manejan objetivos de 5X, 20X, 10X, 40X y acromático, El software para el manejo de este equipo es MVOPTIC 2300 DIGITAL MICROSCOPE CAMERA SYSTEM.

3.2 CARACTERIZACIÓN DEL ACERO 1018

En el análisis metalográfico, se realizó el montaje de una muestra de acero 1018 de varilla redonda con ½ pulgada de espesor en una probeta de resina epóxica para facilitar su manejo.

La siguiente etapa, consiste en lijar y pulir la probeta de acuerdo a la norma ASTM E-03, ésta, indica que el orden del lijado debe ser; de la lija con numeración más chica (en este caso la lija 230) hasta la lija más fina que es la lija número 2000. Una vez que se tiene la pieza lijada, se pule la probeta con alúmina de 5 µm, este procedimiento se llevó a cabo hasta tener la muestra de acero 1018 con un acabado espejo.

Para poder revelar la microestructura del acero se atacó la pieza con Nital diluido al 2%. La figura 3.15 muestra la microestructura de nuestro acero, esta se comparó con la

microestructura de un acero 1018 que se encuentra en el tomo VII del libro *The Metals Handbook*^[119] en ella se pueden observar los granos de perlita y ferrita; la primera se identifica por los granos oscuros, la ferrita por los granos claros, al tener una menor cantidad de perlita que ferrita nos indica un bajo contenido de carbono.

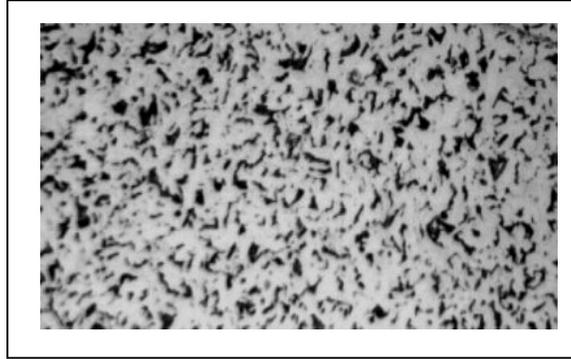


Figura 3.15 Microestructura del Acero 1018

Para realizar el análisis de dureza, se utilizaron dos escalas, Rockwell y Vickers para una comparación de resultados, se tomaron cinco lecturas en cada escala, de estas se descartó la más alta y la más baja, para obtener un promedio de ambas y comparar los resultados con la dureza especificada por el proveedor. Los resultados arrojados por el durómetro se muestran en la tabla 3.1.

Tabla 3.1 Dureza de Acero 1018 sin tratamiento térmico.

DUREZA	
1018 ROCKWELL C	1018 VICKERS
13.3	206.5
14.4	202.7
13.7	193.9
14.1	205.1
14.3	203.3
PROMEDIO	
14.03	203.7

Los resultados obtenidos indican que el acero con el que se cuenta es 1018, ya que tanto la dureza tomada como la microestructura concuerda con las especificaciones indicadas por el proveedor.

3.3 TEMPLE Y SUS CONDICIONES ÓPTIMAS

Debido a la necesidad de realizar tratamientos térmicos para poder llevar a cabo las pruebas de fatiga del acero 1018, es necesario hacer un análisis previo de cada tratamiento de las condiciones a las cuales, se obtiene las mejores propiedades de dureza en el tiempo más corto. Para esto, se realizará el tratamiento térmico de Temple, a tres diferentes temperaturas, seleccionadas acorde al diagrama Hierro – Carbono (figura 3.16) las cuales son: 850°C, 900°C y 950°C.

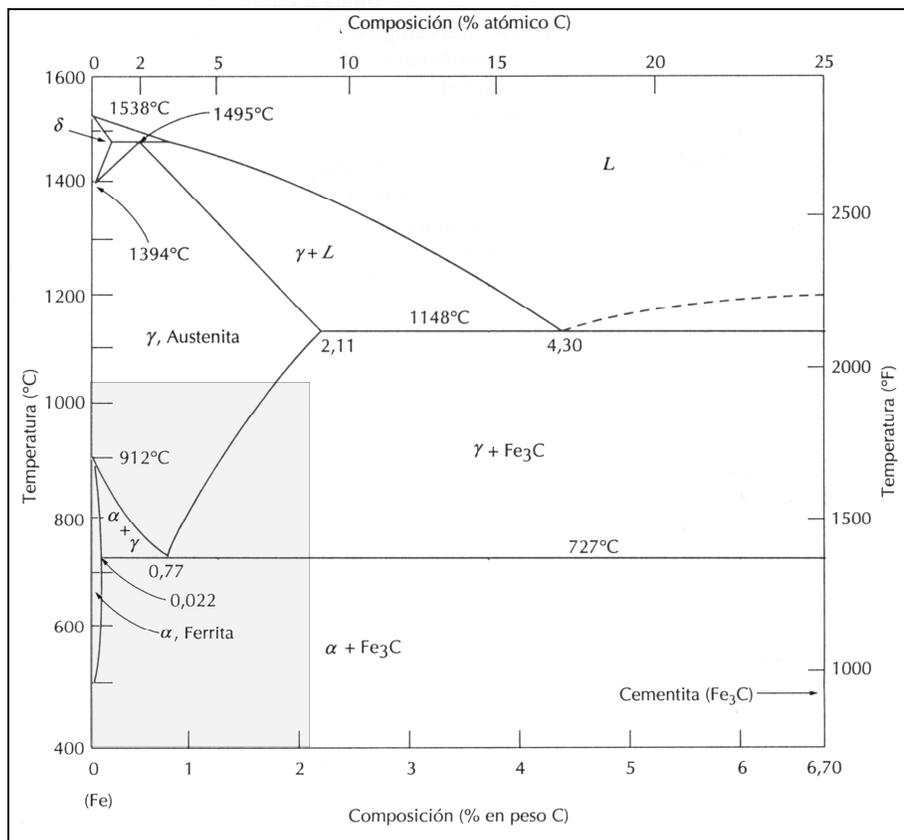


Figura 3.16 Diagrama Hierro-Carbono. ^[118]

Se tomó una muestra del acero con una longitud aproximada de 1.5 cm de varilla redonda de ½ de pulgada, de manera tal que es fácil de manejar al momento de sacarlo del horno de atmósfera controlada.

3.3.1 Diagrama de Fase

El diagrama de fase, ayuda a realizar la programación en el horno, las variables a utilizar son C1-T1, C2-T2, C3-T3 y C4-T4, donde C representa la temperatura y T el tiempo. El diagrama de fase (figura 3.17) puede ser tan complejo como se quiera, dependiendo de las variaciones de temperatura que se deseen realizar. En este caso se manejan 4 puntos.

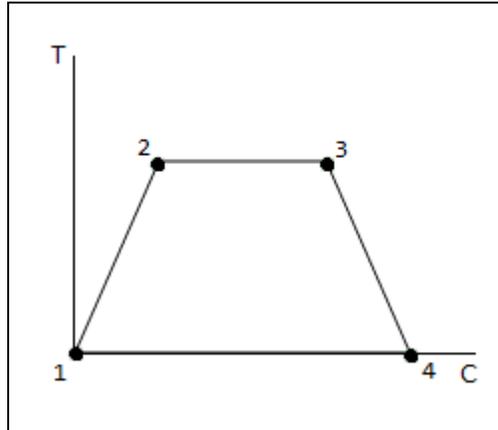


Figura 3.17 Diagrama de Fase de Temple

1.- C1 es la temperatura deseada y T1 es el tiempo que tarda el horno en llegar a la temperatura deseada. Para obtener los dos primeros puntos, se tiene que tomar en cuenta la temperatura deseada y que el horno se encuentra a temperatura ambiente, por lo cual la temperatura en el horno se indica como 0°C . Para obtener el tiempo deseado es necesario dividir la temperatura deseada entre la velocidad de calentamiento del horno que son $30^{\circ}\text{C}/\text{min}$.

2.- C2 es la temperatura a la que la pieza va permanecer y T2 es el tiempo de permanencia. El segundo punto está dado por el tiempo de permanencia, este es calculado mediante una regla empírica, que nos dice que por cada pulgada de espesor del material, este se someterá a 1 hora de tratamiento, y por cada $1/2''$ extra, serán 30 minutos. A este tiempo se deben de agregar 10 minutos extras, ya que el tiempo de la cámara para llegar a la temperatura deseada, es más lento que el tiempo que tarda en llegar el termopar. Por tanto, en el presente proyecto se consideran 25 minutos de permanencia.

3.- C3, en este punto se tiene la temperatura a la que se encuentra el horno, y se define la rapidez con la que bajará la temperatura, en el caso del presente proyecto, será de un minuto ya que se requiere de un enfriamiento rápido.

4.- C4 y T4 indican el fin de ciclo, C4 siempre será 0 y T4 será -121. Siguiendo estas reglas, se obtienen los siguientes ciclos térmicos los cuales se muestran en la tabla 3.2.

Tabla 3.2 Ciclos Térmicos de Temple en base a temperaturas seleccionadas en diagrama.

PUNTO	CICLO 850°C	CICLO 900°C	CICLO 950°C
C1	0°C	0°C	0°C
T1	29 min	30 min	31 min
C2	850°C	900°C	950°C
T2	25 min	25 min	25 min
C3	850°C	900°C	950°C
T3	1 min	1 min	1 min
C4	0	0	0
T4	-121	-121	-121

Para programar el horno, es necesario consultar el manual de operación correspondiente al modelo ST-1200-7812, el cual indica que para la programación del mismo. Es importante llevar una bitácora del tratamiento para asegurar que éste se ha realizado de manera correcta. La tabla 3.3 se define como una bitácora de templado indica que sí se cumplió el tiempo de permanencia del acero 1018 en el horno:

Tabla 3.3 Bitácora de templado.

DATOS TOMADOS	850°C	900°C	950°C
ENTRADA	09:33 AM	2:32 PM	3:00 PM
ESTIMADO SALIDA	10:27 AM	3:27 PM	3:56 PM
TERMOPAR	09:59 AM	2:51 PM	3:30 PM
ESTABILIZACION	10:13 AM	3:02 PM	3:39 PM
SALIDA REAL	10:28 AM	3:17 PM	3:54 PM
PERMANENCIA	15 MINUTOS	16 MINUTOS	15 MINUTOS

3.3.2 Análisis Metalográfico

Para realizar este análisis es necesario montar el acero en resina epóxica, con la finalidad de poder maniobrar el acero con mayor facilidad, la pieza de estudio debe de tener un

acabado espejo, como ya se mencionó con anterioridad; se utiliza la norma ASTM E-03, con la finalidad de revelar la estructura del acero, y poder observar los granos de perlita y ferrita convertidos en martensita, así mismo; confirmar que nuestro temple fue realizado correctamente. Las estructuras obtenidas en los tres tratamientos de temple se muestran en la figura 3.18. Se observa la martensita en forma de agujas alineadas entre 60° y 45° debido a las tensiones internas.

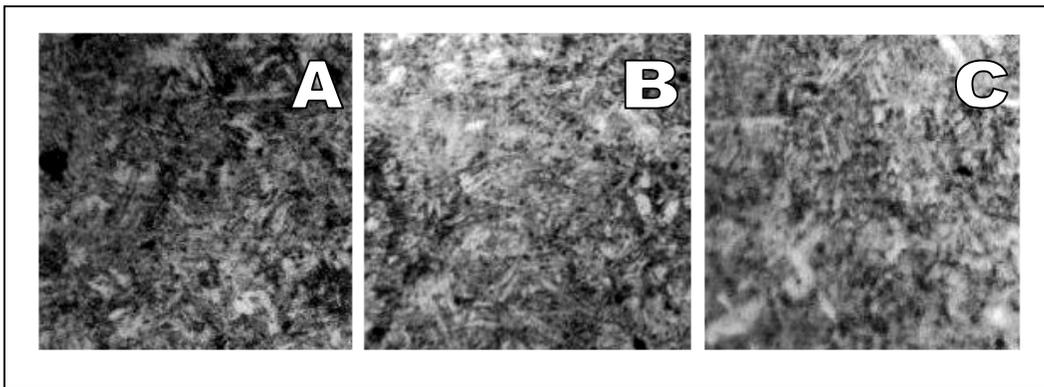


Figura 3.18 (A) Muestra la microestructura del acero 1018 sometido a temple de 850°C , (B) Muestra el acero a 900°C y por último la figura (C) a 950°C .

3.3.3 Análisis de Dureza

Para obtener los resultados de dureza, se optó por la escala Vickers (tabla 3.4), por ser más exacta, el procedimiento para realizar la indentación de material se basa en la norma ASTM E-384, la cual consiste en dejar un espaciamiento de $50\ \mu\text{m}$ o mayor entre cada lectura, de manera escalonada para evitar que una lectura afecte a la otra. La pieza debe estar atacada con Nital al 2% para poder observar la microestructura y no cometer el error de tomar una lectura fuera del área de interés, tal como se muestra en la figura 3.19.

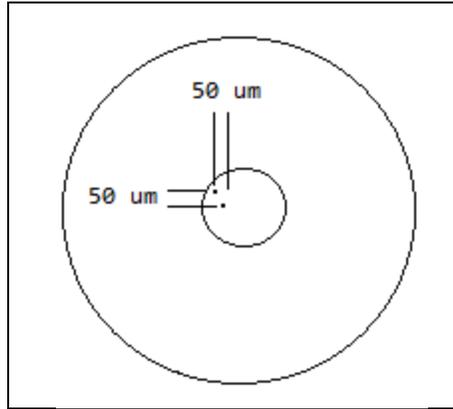


Figura 3.19 Toma de Dureza Vickers

Las lecturas tomadas, en este caso; fueron 10 con un espaciamento de 150 micras entre cada lectura, obteniendo los siguientes resultados:

Tabla 3.4 Dureza de Acero 1018 Templado.

NO. LECTURA	DUREZA EN VICKERS		
	TEMPLE A 850°C	TEMPLE A 900°C	TEMPLE A 950°C
1	451.8	472.8	476.6
2	446.6	459.0	476.6
3	447.5	460.8	509.8
4	437.2	487.3	498.4
5	420.1	474.7	470.9
6	430.6	455.4	455.4
7	435.5	460.8	451.0
8	434.7	464.6	442.3
9	453.6	453.6	442.3
10	448.3	447.5	442.3

3.3.4 Análisis de Resultados

Para el análisis de dureza se realizó un estudio de varianza para saber si hay diferencia significativa entre las durezas obtenidas de 3 temperaturas. En la tabla 3.5 se obtuvo primeramente la suma de los valores de manera vertical, es decir por cada temperatura, y posteriormente el promedio, lo que nos da como resultado la media de cada temperatura.

Tabla 3.5 Valores obtenidos en la suma de datos y la media.

		TEMPERATURA		
		850 °C	900 °C	950 °C
DUREZA		472.8	451.8	476.6
		459.0	446.6	476.6
		460.8	447.5	509.8
		487.3	437.2	498.4
		474.7	420.1	470.9
		455.4	430.6	455.4
		460.8	435.5	451
		464.6	434.7	442.3
		453.6	453.6	442.3
		447.5	448.3	442.3
	T · j	4405.9	4636.5	4665.6
y · j	440.59	463.65	466.56	

Posteriormente se obtuvo la suma total de cuadrados, la suma total de tratamientos, y la suma del error, los grados de libertad, la media de cuadrados y la F exponencial en base a las siguientes fórmulas:

$$SST = \sum_{j=1}^a \sum_{i=1}^n y_i \cdot j - \frac{T_i \cdot j^2}{N} \dots\dots\dots 3.22$$

$$SStr = \sum_{j=1}^a \frac{T_j^2}{n} - \frac{T_j^2}{N} \dots\dots\dots 3.23$$

$$SSe = SST - SStr \dots\dots\dots 3.24$$

$$GL_{SStr} = a - 1 \dots\dots\dots 3.25$$

$$GL_{SSe} = N - a \dots\dots\dots 3.26$$

$$GL_{SST} = N - 1 \dots\dots\dots 3.27$$

$$M_{SStr} = SStr / (a - 1) \dots\dots\dots 3.28$$

$$M_{SSe} = SSe / (N - a) \dots\dots\dots 3.29$$

$$F_{exp} = M_{SStr} / M_{SSe} \dots\dots\dots 3.30$$

Donde los valores obtenidos, se muestran en la tabla 3.6 con la finalidad de obtener el efecto de la temperatura, creando la tabla llamada ANOVA y saber si el temple varía estadísticamente.

Tabla 3.6 Formación de la ANOVA

	SS	GL	MS	Fexp
SStr	4048.908667	2	2024.4543	7.2880375
SSe	7499.998	27	277.7777	
SST	11548.90667	29		

La F experimental de la ecuación 3.30, es comparada con valores obtenidos por tablas, si ésta es menor al valor obtenido de tablas, que no hay diferencia entre las medias, por lo tanto no hay diferencia entre las durezas de los tratamientos, en este caso el valor es mayor, por lo tanto hay diferencia y se tiene que identificar por medio del método de la mínima diferencia. Este método consiste en hacer un arreglo entre medias, se acomodan de la más grande a la más chica, de manera tal que a la mas grande se le van restando las mas chicas, a la segunda mas grande, las que le siguen y así sucesivamente, como se muestra a continuación:

$$Y_{950} - Y_{900}$$

$$Y_{950} - Y_{850}$$

$$Y_{900} - Y_{850}$$

El valor de cada resta debe de ser comparado con el valor obtenido de la siguiente formula:

$$LSD = [t_{0.025, (GL_{SSE})}] * \sqrt{\frac{2MSE}{n}} \dots\dots\dots 3.31$$

El valor que se encuentra multiplicando a la raíz, se obtiene de tablas, si LSD es menor que los valores obtenidos en cada resta de medias, quiere decir que son iguales entre sí, si es mayor, quiere decir que son diferentes. Para este caso el arreglo queda como se muestra en la tabla 3.7 donde nos indica que entre la media de 950 y 900 grados centígrados son iguales, por tanto la dureza no varía estadísticamente entre esas temperaturas, en nuestro caso nos importa la mayor dureza dentro del rango de temperaturas permitidas con el menor tiempo posible, por ello la temperatura óptima para realizar el temple en las probetas para el ensayo de fatiga térmica es de **900°C**.

Tabla 3.7 Comparación de Medias con LSD

RESTA DE MEDIAS		
$Y_{950} - Y_{900} =$	2.91	< LSD
$Y_{950} - Y_{850} =$	25.97	> LSD
$Y_{900} - Y_{850} =$	23.06	> LSD

Después del temple, el acero es muy quebradizo o frágil lo que impide su manejo pues se rompe con el mínimo golpe debido a la tensión interior generada por el proceso de endurecimiento. Se recomienda el revenido del acero. Este proceso hace más tenaz y menos quebradizo al acero aunque pierde algo de dureza. Si un acero se temple correctamente, alcanza su máxima dureza, que depende en primer lugar de su contenido en carbono, pero el acero en este estado es muy frágil y en consecuencia debe ser revenido a una temperatura entre 150°C y el punto de transformación del mismo. Los revenidos efectuados entre 150-220°C influyen poco en la dureza pero mejoran la resistencia, eliminando una parte de las tensiones producidas durante el enfriamiento. Por lo tanto la temperatura seleccionada para el revenido y eliminar las tensiones internas en el temple será de 220 °C.

3.4 RECOCIDO Y SUS CONDICIONES ÓPTIMAS

El análisis previo del tratamiento de recocido, ayuda a determinar la dureza final que tendrán nuestras probetas al someterlas a dicho tratamiento. Este nos da el resultado contrario del temple, siendo un material blando. La muestra de acero se considera del mismo material. El recocido se caracteriza por ser de austenización completa, incompleta; recristalización y eliminación de tensiones, en este caso nos interesa tener una austenización completa.

3.4.1 Diagrama de Fase

De acuerdo al diagrama hierro carbono mostrado en la figura 3.16, para el acero 1018 la zona de austenización completa, se encuentra en el mismo rango, que la temperatura óptima de temple, es por ello que no es necesario tomar diferentes rangos de temperatura. A partir de la temperatura óptima de temple, que es 900°C ; esta temperatura puede ser tomada al igual para el recocido, ya que la única diferencia entre recocido y temple, es la velocidad de enfriamiento, en el temple nos interesa un enfriamiento rápido mientras que para el recocido, es necesario un enfriamiento lento. Las variables a utilizar para la programación del horno, siguen siendo las mismas C1-T1, C2-T2, C3-T3 y C4-T4. El diagrama de fase para recocido es representado por los cuatro puntos que se muestran en la figura 3.20.

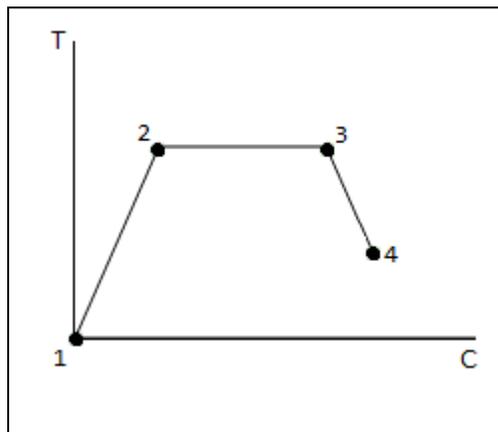


Figura 3.20 Diagrama de Fase de Recocido

Los primeros dos puntos permanecen igual que en el ciclo de Temple, se tiene la temperatura de la cámara, el tiempo necesario para llegar a la temperatura deseada y el tiempo de permanencia en la cámara a la temperatura de 900°C. En el punto 3, se tienen que tomar en cuenta 3 factores diferentes:

1. La temperatura a la que se encuentra la cámara al terminar el tiempo de permanencia, que en este caso son los 900°C.
2. La temperatura que se desea disminuir sabiendo que a 400°C cualquier acero ya no sufre ningún tipo de cambio en su estructura. Por consiguiente si se tienen 900°C, la temperatura que se desea disminuir de manera lenta son 500°C.
3. La velocidad de enfriamiento del horno, es de 15°C por hora.

Al tener estos 3 factores considerados, El tiempo de enfriamiento se obtiene de la siguiente manera:

$$\frac{500^{\circ}\text{C}}{15^{\circ}\text{C/hr}} = 33.33\text{hr} (60) = 2000\text{min}$$

Para evitar un enfriamiento muy largo e innecesario, se toma en cuenta la temperatura de 400°C, indicando el fin del ciclo, debido a que la muestra, ya no sufrirá cambios en su micro-estructura. La tabla 3.8 muestra el ciclo térmico de recocido de austenización completa.

Tabla 3.8 Ciclo Térmico de Recocido.

PUNTO	CICLO 900°C
C1	0°C
T1	30 min
C2	900°C
T2	25 min
C3	900°C
T3	2000 min
C4	400°C
T4	-121

La tabla 3.9 define la bitácora de recocido, donde nos indica si se cumplió el tiempo de permanencia del acero y el tiempo de enfriamiento 1018 en el horno:

Tabla 3.9 Bitácora de Recocido

DATOS TOMADOS	900°C
ENTRADA	08:41 AM
ESTIMADO SALIDA	06:28 PM
TERMOPAR	09:11 AM
ESTABILIZACION	09:32 AM
SALIDA REAL	06:28 PM
PERMANENCIA A 900°C	15 MINUTOS

3.4.2 Análisis Metalográfico

En la figura 3.21 se muestra la microestructura del acero 1018 sometido a recocido con diferentes enfoques, en esta se puede observar el crecimiento de grano lo cual nos indica un ablandamiento de material.

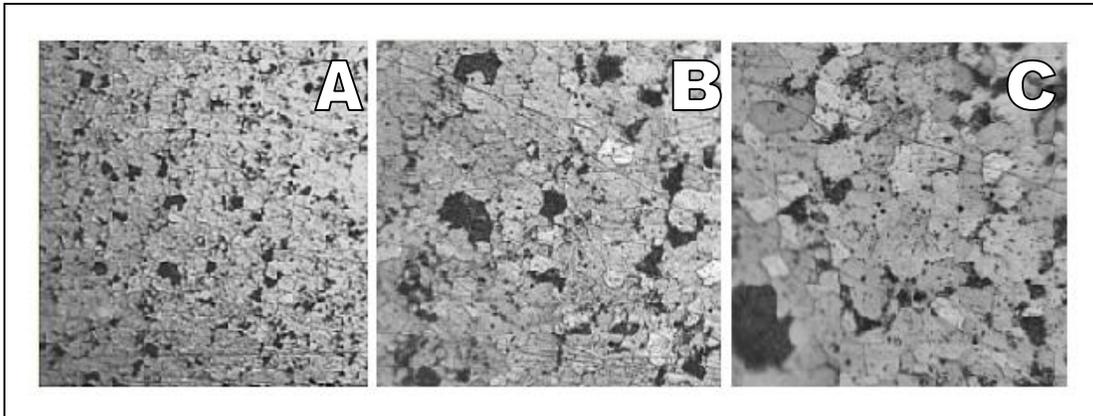


Figura 3.21 Microestructura de recocido. **3.21(A)** Muestra la microestructura del acero 1018 sometido a recocido en 900°C, a 100X, la figura **3.21(B)** a 200X y por último la figura **3.21(C)** a 400X.

3.4.3 Análisis de Dureza

Para obtener los resultados de dureza, se tomó la pieza previamente atacada con Nital al 2%, las lecturas tomadas fueron con un espaciamento de 250 micras entre cada lectura,

esto debido a que el material es más blando y por tanto la indentación con la carga aplicada deja una huella mayor a comparación de las otras condiciones del material los resultados obtenidos se muestra en la tabla 3.10.

Tabla 3.10 Dureza de Acero 1018 Recocido.

NO. LECTURA	DUREZA EN VICKERS
	RECOCIDO 900°C
1	108.3
2	115.7
3	116.6
4	109.9
5	101.1
6	111.0
7	112.2
8	112.14
9	106.7
10	104.1

3.4.4 Análisis de Resultados

Se puede comprobar que el tratamiento térmico de recocido se realizó de manera correcta debido a la presencia de perlita globular en su microestructura. Para obtener un promedio de las lecturas tomadas en el recocido se basa en el criterio de eliminar el valor más grande y más chico, y obtener la media de los valores restantes. El valor obtenido es de **110.005 HV**, este valor es comparado con la Tabla 3.11 Para obtener la dureza en Rockwell B la cual nos da un promedio de **63.4 RB**, esta será la dureza promedio que se presentará en las probetas sometidas a Fatiga Térmica. Por medio del análisis de dureza en el recocido, con respecto a la dureza tomada en el material de llegada, se puede saber el porcentaje de ablandamiento del acero, el cual nos indica que la dureza del material en una austenización completa se reduce a un 54% de su dureza normal.

Tabla 3.11 Tabla comparativa de Durezas

Dureza Brinell HB	Dureza Rockwell		Dureza Vickers
	HRB	HRC	
80	36.4		80
85	42.4		85
90	47.4		90
95	52.0		95
100	56.4		100
105	60.0		105
110	63.4		110
115	66.4		115
120	69.4		120
125	72.0		125
130	74.4		130
135	76.4		135
140	78.4		140
145	80.4		145
150	82.2		150
155	83.8		155
160	85.4		160
165	86.8		165
170	88.2		170
175	89.6		175
180	90.8		180
185	91.8		185
190	93.0		190
195	94.0		195
200	95.0		200
205	95.8		205
210	96.6		210
215	97.6		215
220	98.2		220
225	99.0		225

3.5 CEMENTACIÓN Y SUS CONDICIONES ÓPTIMAS

El tratamiento de cementación puede realizarse de diferentes maneras, para esta experimentación y de acuerdo a las herramientas disponibles, el tratamiento de cementación sólida es el más conveniente. Para realizarlo es primordial delimitar tres variables, por ser un tratamiento termoquímico, este se ve afectado tanto por la temperatura, el tiempo de permanencia, y por la mezcla a la que se es sometido. De acuerdo con la bibliografía consultada, en la cementación sólida consiste en someter a un acero a una atmosfera carburante a una temperatura, en una mezcla de grafito con un catalizador determinado, este tratamiento es conveniente para aceros con bajo contenido de Carbono, tal es el caso del acero 1018.

En este caso el catalizador seleccionado es la Calcita, la temperatura fue seleccionada en base al rango permitido dentro de la cementación sólida, la cual es 925°C, además de tomar como referencia experimentación previa realizada. Para los porcentajes de mezcla en grafito-catalizador y el tiempo de permanencia se tomo como base el trabajo de Estrada Ojeda A.^[120] en el cual, se realizaron pruebas de cementación sólida, variando la cantidad de mezcla, en 80% grafito y 20% catalizador; 70% grafito y 30% catalizador, y variando el tiempo de permanencia entre dos, cuatro, seis y ocho horas. Obteniendo como resultado que la mezcla de grafito - catalizador no es la variable que determina la dureza del acero si no el tiempo de permanencia al que es sometido a la mezcla, de manera que entre más tiempo pase en el horno, la pieza va adquiriendo un mayor porcentaje de Carbono y por tanto mayor dureza, llegando a un punto en que el grafito ya no puede adherirse más al acero, y la capa de grafito formada en la superficie del acero solo se difunde más hacia el núcleo. Tomando esto como punto de partida, se procedió a localizar la relación entre dureza máxima y espesor de capa máximo de acuerdo con los resultados obtenidos, el tiempo de permanencia óptimo para le cementación es de seis horas, utilizando la mezcla de grafito con 80% y catalizador con 20%.

3.5.1 Diagrama de Fase

Una vez delimitada la temperatura y el tiempo de permanencia, el ciclo térmico se expresa en la tabla 3.12 el diagrama de fase se muestra en la figura 3.17, es importante recalcar que para este tratamiento térmico el enfriamiento es al aire. Las variables se siguen manejando igual, **C** representando las temperaturas y **T** representando los tiempos, la diferencia de este tratamiento como ya se mencionó anteriormente esta en su tiempo de permanencia representado por **T2**, por ser seis horas equivale a 360 minutos, a estos se le suman los 10 minutos para la estabilización de cámara y termopar, recordando que la temperatura de la cámara tarda más en llegar a la temperatura deseada que la resistencia que ofrece el calentamiento al horno.

Tabla 3.12 Ciclo Térmico de Cementación

PUNTO	CICLO 925°C
C1	0°C
T1	31 min
C2	925°C
T2	370 min
C3	925°C
T3	1min
C4	0°C
T4	-121

Como en todos los tratamientos térmicos es importante llevar la bitácora del horno eléctrico (tabla 3.13) para asegurarnos que este se ha realizado de la manera correcta.

Tabla 3.13 Bitácora de Cementación

DATOS TOMADOS	900°C
ENTRADA	07:35 AM
ESTIMADO SALIDA	02:06 PM
TERMOPAR	08:01 AM
ESTABILIZACION	08:05 AM
SALIDA REAL	02:05 PM
PERMANENCIA A 925°C	6 HORAS

Una vez realizado el tratamiento térmico de Cementación debido a que es muy largo el tiempo de permanencia en el horno es necesario realizar un tratamiento de Normalizado el cual tiene la finalidad de volver al acero a su tamaño de grano original esto con la finalidad de evitar un crecimiento de grano lo que puede volver frágil al acero, este se realizó a 850°C basándonos en bibliografía y experimentación previa. El enfriamiento de este tratamiento también se realiza al aire.

Para reforzar el tratamiento de Cementación se debe realizar un temple, en este caso la temperatura no puede ser mayor a la temperatura de austenización ya que existe el peligro de que la capa obtenida puede desaparecer, por lo cual la temperatura de este tratamiento después de la cementación es de 820°C ambos ciclos térmicos (Normalizado y Temple) se muestran en la tabla 3.14.

Tabla 3.14 Ciclo Térmico de Normalizado y Temple

PUNTO	NORMALIZADO	TEMPLE
C1	0°C	0°C
T1	29 min	28 min
C2	850°C	820°C
T2	25 min	25 min
C3	850°C	820°C
T3	1min	1min
C4	0°C	0°C
T4	-121	-121

3.5.2 Análisis Metalográfico

Una vez realizado el tratamiento de Cementación es necesario observar su microestructura para saber su espesor de capa, para ello se toma una muestra del acero cementado y del acero normalizado para observar su tamaño de grano, y por último del acero cementado y templado. Cada una de las muestras fueron manejadas en base a la norma ASTM E03 llevándose a cabo el ataque de Nital al 2% con la finalidad de revelar su estructura, y poder observar los granos de perlita y ferrita. La figura 3.22 muestra la microestructura del acero 1018 sometida a cementación con diversos enfoques en donde se ve la capa con un espesor aproximado de 900 micras de capa efectiva, la figura 3.23 muestra la muestra el acero después de realizar el normalizado de manera que el tamaño de grano disminuye, la figura 3.24 muestra al acero después del temple a diversos enfoques, teniendo como resultado la formación de martensita.

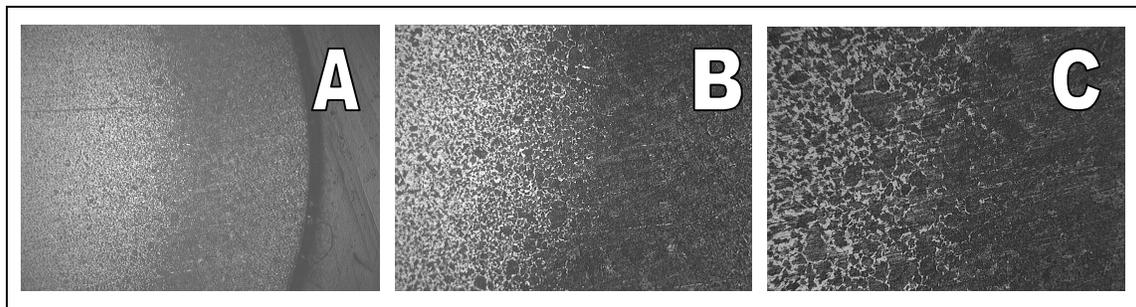


Figura 3.22 Microestructura de Cementación. **3.22(A)** Microestructura del acero 1018 con un enfoque de 50X. **3.22(B)** capa cementada y crecimiento de grano del acero a 100X. **3.22(C)** muestra con un enfoque de 200X.

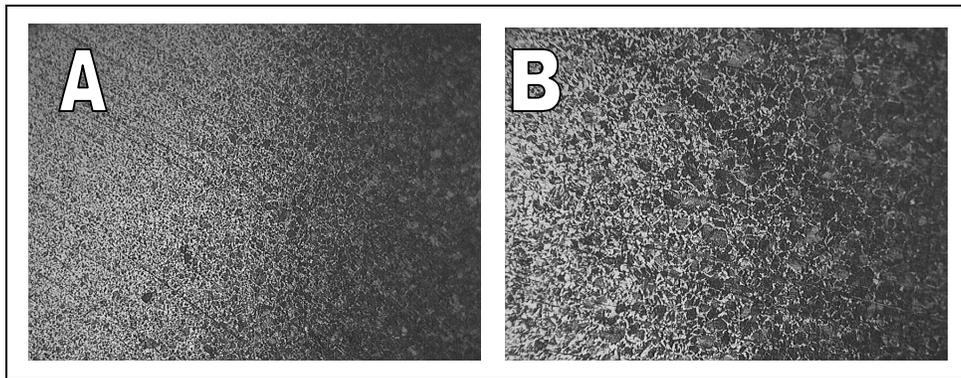


Figura 3.23 Microestructura de Cementación con Normalizado. **3.23(A)** Normalizado 100X. **3.23(B)** Normalizado a 200X.

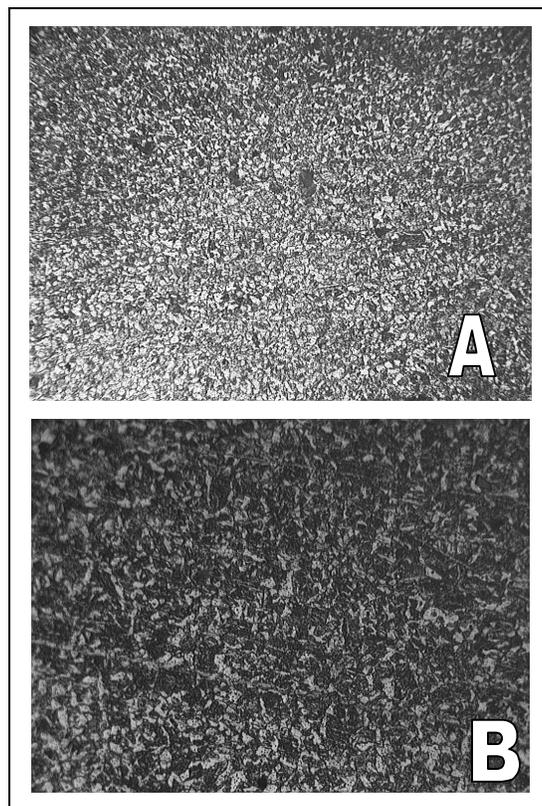


Figura 3.24 Microestructura de Cementación con temple. **3.24(A)** Templado a 200X **3.24(B)** Acero templado a 400X teniendo como resultado la formación de martensita.

3.5.3 *Análisis de Dureza*

Teniendo la pieza atacada con Nital al 2% se procede a realizar la toma de dureza de acuerdo a la norma ASTM E-384, los espaciamientos para la toma de lecturas fueron de 100 micras y la carga de 4.9 Kg. debido a que con una carga mayor puede presentarse el riesgo de que traspase la capa de grafito formada y se tengan lecturas erróneas. La tabla 3.15 muestra las durezas obtenidas en la escala Vickers. En este caso el número de lecturas esta determinada por el espesor de capa efectiva, por lo tanto; el número de toma de durezas se detiene, cuando los valores comienzan a ser constantes o son valores similares a los que se obtuvieron en el acero 1018 templado.

3.5.4 *Análisis de Resultados*

El análisis de las durezas obtenidas se hace en base a la norma ASTM G 79 – 83 por medio de un perfil de difusión de carbono con la finalidad de saber hasta donde llega la capa efectiva, la figura 3.25 muestra el perfil de difusión de carbono el cual nos indica la tendencia de la dureza. A medida que se acerca al núcleo la dureza va disminuyendo, teniendo su dureza máxima entre las 900 y 1000 micras, después de ese punto la dureza comienza a decaer.

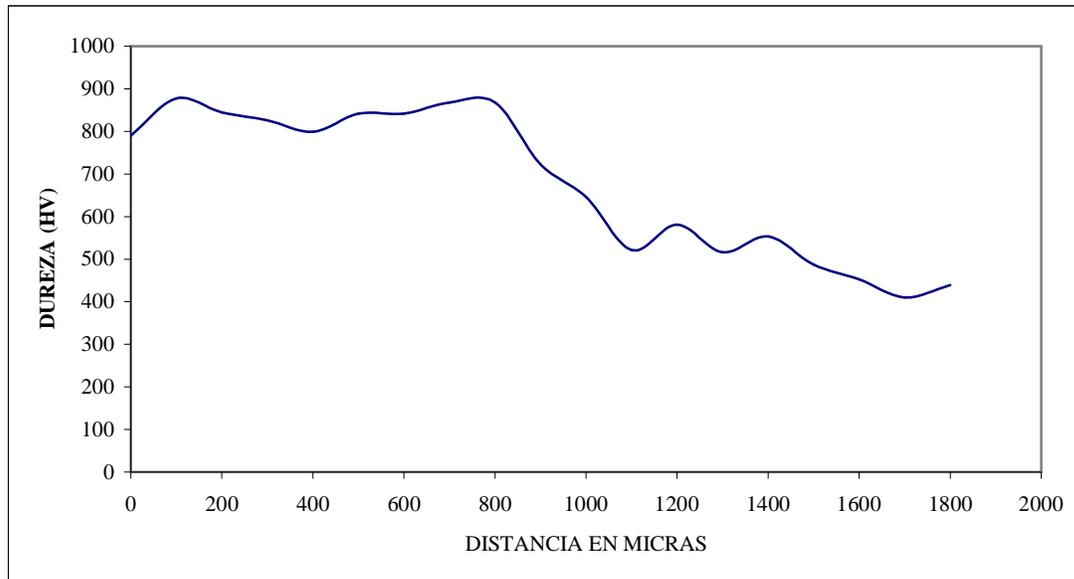


Figura 3.25 Perfil de Difusión de Carbono en Cementación del acero 1018

3.6 NITRURACIÓN Y SUS CONDICIONES ÓPTIMAS

El tratamiento de Nitruración al igual que el de Cementación puede realizarse de diversas formas, en este caso se optó por Nitruración sólida por ser el más económico y viable de acuerdo a las herramientas disponibles.

Para realizar el tratamiento térmico de Nitruración el procedimiento fue el mismo que para cementación la diferencia esta en la cantidad de mezcla, el catalizador, la temperatura y el tiempo de permanencia. La mezcla seleccionada y el tiempo de permanencia fue de 90% grafito y 10% catalizador y el tiempo de permanencia seleccionado donde se obtiene la dureza mayor y la mayor profundidad de capa es de cuatro horas. El catalizador a utilizar es Urea, la temperatura seleccionada en base a la bibliografía consultada en el capítulo II y experimentación previa es de 940°C.

3.6.1 Diagrama de Fase

Una vez delimitada la temperatura y el tiempo de permanencia, el ciclo térmico se expresa en la tabla 3.15, y el diagrama de fase se muestra en la figura 3.17, es importante recalcar que para este tratamiento térmico el enfriamiento es al aire. Las variables se siguen manejando igual, C representando las temperaturas y T representando los tiempos T2, por ser cuatro horas equivale a 240 minutos, a estos se le suman los 10 minutos para la estabilización de cámara y termopar.

Tabla 3.15 Ciclo Térmico de Nitruración

PUNTO	CICLO 940°C
C1	0°C
T1	32 min
C2	940°C
T2	250 min
C3	940°C
T3	1min
C4	0°C
T4	-121

Como en todos los tratamientos térmicos es importante llevar la bitácora del horno eléctrico (tabla 3.16) para asegurarnos que este se ha realizado de la manera correcta.

Tabla 3.16 Bitácora de Nitruración

DATOS TOMADOS	940°C
ENTRADA	09:41 AM
ESTIMADO SALIDA	02:16 PM
TERMOPAR	10:06 AM
ESTABILIZACION	10:10 AM
SALIDA REAL	02:10 PM
PERMANENCIA A 925°C	4 HORAS

Una vez realizado el tratamiento térmico de Nitruración debido a que es muy largo el tiempo de permanencia en el horno es necesario realizar un tratamiento de Normalizado el cual tiene la finalidad de volver al acero a su tamaño de grano original esto con la finalidad de evitar un crecimiento de grano lo que puede volver frágil al acero, este se realizó a 850°C basándonos en bibliografía y experimentación previa. El enfriamiento de este tratamiento también se realiza al aire. Para reforzar el tratamiento de Nitruración se debe realizar un temple, en este caso la temperatura no puede ser mayor a la temperatura de austenización ya que existe el peligro de que la capa obtenida puede desaparecer, por lo cual la temperatura de este tratamiento después de la cementación es de 820°C ambos ciclos térmicos (Normalizado y Temple) se muestran en la tabla 3.14.

3.6.2 Análisis Metalográfico

Una vez realizado el tratamiento de Nitruración es necesario observar su microestructura para saber su espesor de capa, para ello se toma una muestra del acero nitrurado, del acero normalizado para observar su tamaño de grano, y por último del acero nitrurado y templado. Cada una de las muestras de acero se deben de montar de acuerdo a la norma ASTM E03 llevándose a cabo el ataque de Nital al 2% con la finalidad de revelar la estructura del acero, y poder observar los granos de perlita y ferrita. La figura 3.26 muestra la microestructura del acero 1018 sometida a Nitruración con diversos enfoques, en donde se ve la capa con un espesor aproximado de 900 micras, la figura 3.27 muestra

la muestra el acero después de realizar el normalizado de manera que el tamaño de grano disminuye y la figura 3.28 muestra al acero después del temple a diversos enfoques.

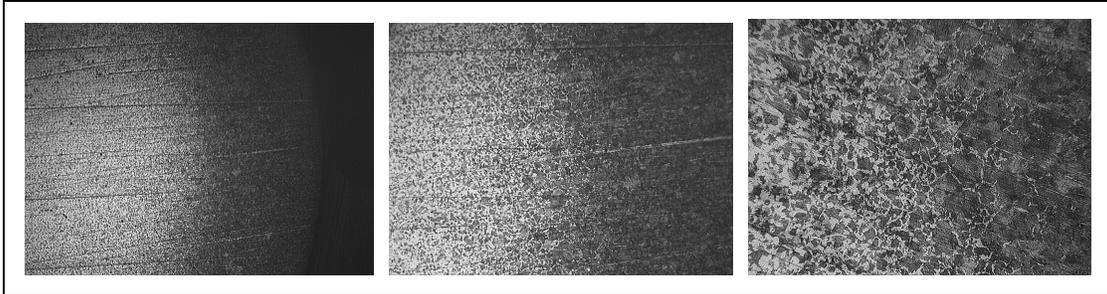


Figura 3.26 Microestructura de Nitruración. **3.26(A)** Microestructura del acero 1018 a 50X. **3.26(B)** Capa cementada a 100X. **3.26(C)** Muestra con enfoque de 200X.

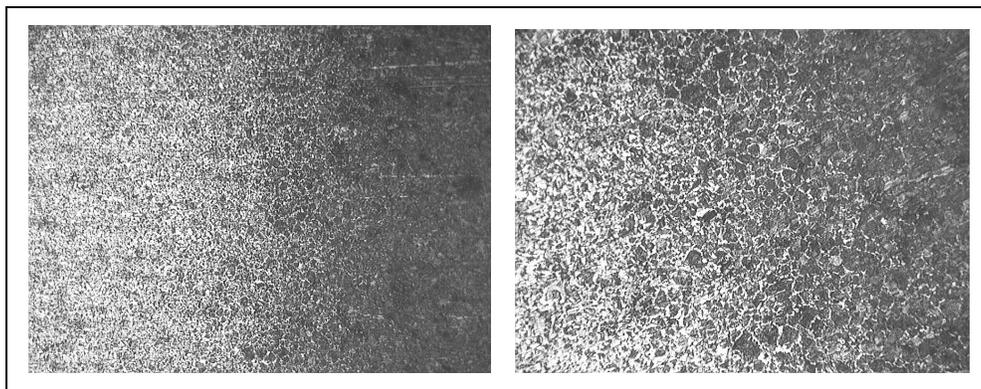


Figura 3.27 Microestructura de Nitruración con Normalizado. **3.27(A)** Normalizado a 100X. **3.27(B)** Normalizado a 200X

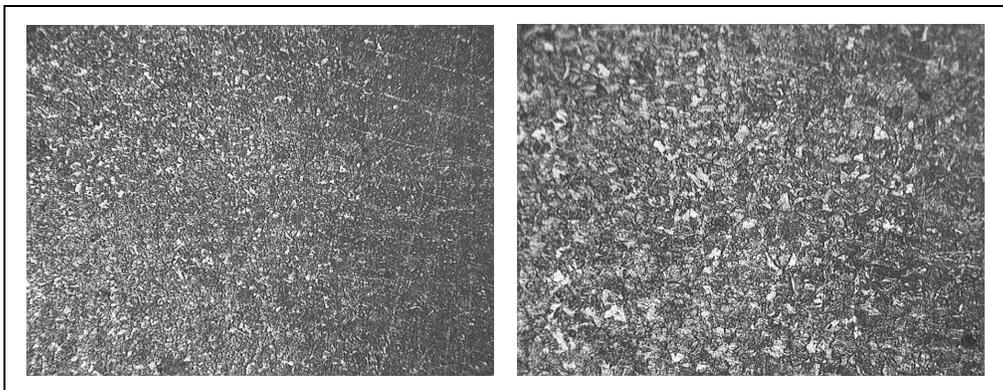


Figura 3.28 Microestructura de Nitruración con Temple. **3.28(A)** Templado a 200X **3.28(B)** Templado a 400X.

3.6.3 Análisis de Dureza

Teniendo la pieza atacada con Nital al 2% se procede a realizar la toma de dureza de acuerdo a la norma ASTM E384, los espaciamientos para la toma de lecturas fueron de 100 micras y la carga de 4.9 kg, debido a que con una carga mayor puede presentarse el riesgo de que traspase la capa de grafito formada y se tengan lecturas erróneas. La tabla 3.18 muestra las durezas obtenidas en la escala Vickers. En este caso el número de lecturas al igual que en la Cementación esta determinada por el espesor de capa efectiva, por tanto la toma de dureza para cuando la dureza del acero comienza a ser constante y con valores similares a los que se obtienen en el acero 1018 templado.

3.6.4 Análisis de Resultados

El análisis de las durezas obtenidas se hace en base a la norma ASTM G 79 – 83 por medio de un perfil de difusión de carbono con la finalidad de saber hasta donde llega la capa efectiva, la figura 3.29 muestra el perfil de difusión de carbono el cual nos indica la tendencia de la dureza. A medida que se acerca al núcleo la dureza va disminuyendo, teniendo su dureza máxima entre las 900 y 1000 micras, después de ese punto la dureza comienza a decaer.

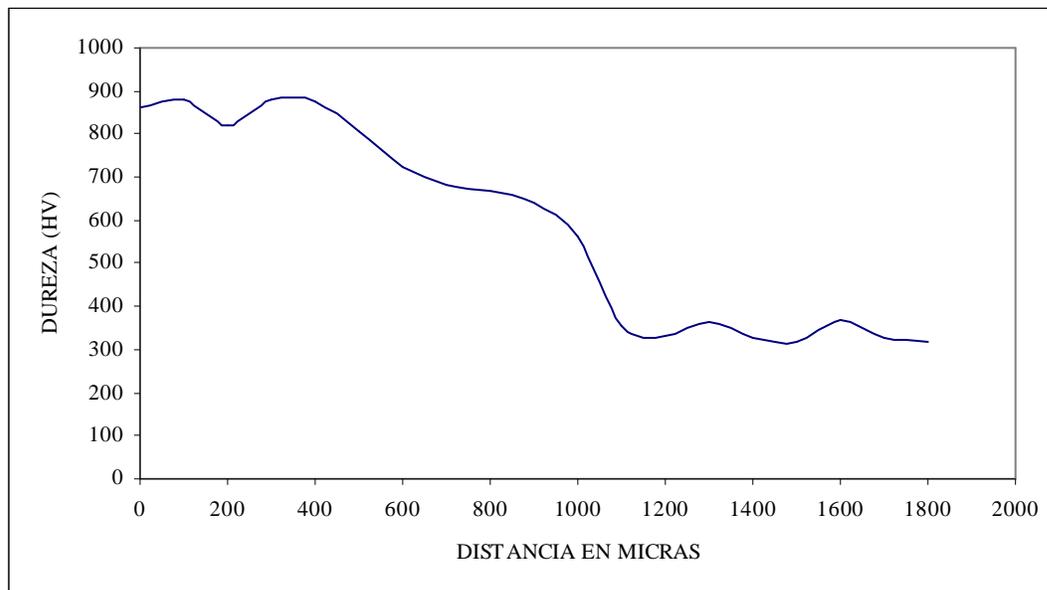


Figura 3.29 Perfil de Difusión de Carbono en Nitruración del acero 1018

3.7 CONCLUSIONES DE TRATAMIENTOS TÉRMICOS

En base a los resultados obtenidos a lo largo de la experimentación realizada para los tratamientos térmicos y termoquímicos comenzamos a identificar las condiciones óptimas para temple, recocido, cementación y nitruración.

La metodología utilizada para determinar las condiciones óptimas en el temple nos ayudo a identificar la variabilidad de la dureza del acero 1018 al ser sometido a su rango de temperaturas permisibles, las cuales fueron 850°C, 900°C y 950°C teniendo como resultado que la dureza del acero varia conforme aumenta la temperatura de 850°C a 900°C, en cambio de 900°C a 950°C el análisis de varianza nos dio como resultado que la dureza no cambia de manera significativa en este rango, por consiguiente se puede concluir que la dureza del acero 1018 que se obtendrá al ser sometido al tratamiento térmico de temple será la misma si se somete a cualquier temperatura dentro del rango de 900°C a 950°C.

La temperatura elegida para esta experimentación en el tratamiento térmico de temple para ser implementada en las probetas será de 900°C, el tiempo en que tardará en llegar a esta temperatura será de 30 minutos; con un tiempo de permanencia de 25 minutos, es importante recalcar que el enfriamiento de este tratamiento térmico debe ser rápido, por lo tanto el medio de enfriamiento es agua.

El análisis metalográfico del temple nos permitió observar la microestructura del acero para poder identificar los granos de ferrita y perlita convertidos en martensita, corroborando que con la metodología que se propuso para realizar el tratamiento térmico de temple se obtuvieron los resultados esperados de acuerdo a las curvas de martensita que se muestran en la figura 3.30.

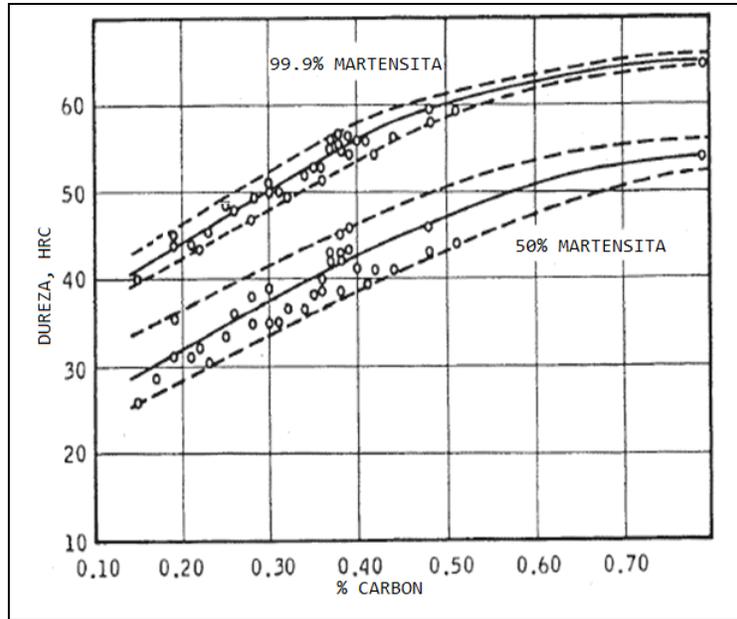


Figura 3.30 Dureza de productos martensíticos en función de su contenido de Carbono.

La dureza aproximada para el acero 1018 al ser sometido a temple, es aproximadamente de 44-46 en la escala Rockwell C, mediante la toma de datos por medio del microdurómetro y obteniendo un promedio de las durezas, tenemos una dureza promedio de 463.65 en la escala Vickers y tomando como referencia la tabla 3.11 tenemos que la dureza aproximada del acero 1018 en Rockwell C es de 45.5, esta será la dureza promedio de nuestras probetas sometidas al tratamiento térmico de temple. Considerando la dureza del material de llegada, y la dureza obtenida en el temple se puede decir que se obtuvo un incremento en la dureza del 43%. Es importante puntualizar que una vez realizado en las probetas es necesario realizar un revenido en las probetas para liberar las tensiones internas generadas durante el calentamiento del acero, este será el mismo para todas las probetas basándonos en la bibliografía consultada a una temperatura de 230°C con un enfriamiento al aire.

En el caso del tratamiento térmico de recocido no fue necesario realizar una variación de temperaturas para obtener la temperatura óptima, ya que a pesar de dar resultados opuestos al temple en términos de dureza (es decir en este caso se obtiene un ablandamiento del material) en este tratamiento térmico el rango de temperaturas del

acero 1018 es el mismo que para el temple, por tanto se utilizó la misma temperatura de 900°C, la diferencia radica en la velocidad de enfriamiento, la cual esta dada por el horno. El medio de enfriamiento para este tratamiento es al aire, una vez que el acero 1018 llega a los 400°C es posible retirar la pieza del horno de atmósfera controlada. El análisis metalográfico nos ayudo a observar la microestructura del acero una vez tratado térmicamente, observando los granos de perlita se observa un crecimiento de grano lo cual nos indica el ablandamiento del material, al tomar la dureza con el microdurómetro se obtuvo que la dureza promedio del recocido es de 110.005 en la escala Vickers, comparando esta dureza con la dureza promedio del material de llegada tenemos un ablandamiento del 54%. En este tratamiento no se cuenta con material disponible para comparar los resultados obtenidos, por lo tanto se optó por la repetición del tratamiento para asegurarnos que la dureza obtenida es la correcta, los resultados concordaron con los resultados obtenidos en la primera experimentación.

En el tratamiento termoquímico de Cementación como se mencionó anteriormente se utilizó experimentación previa para obtener una metodología acerca de la mezcla grafito-catalizador a utilizar, el tiempo de permanencia, y la temperatura óptima. Tomando en cuenta el punto óptimo donde se obtiene mayor dureza y el mayor espesor de capa, se obtuvo que el tiempo de permanencia óptimo para el acero 1018 en el tratamiento de Cementación es de seis horas. Este tratamiento nos ayuda a mejorar las propiedades de dureza en la superficie del material por medio de la deposición de grafito. El análisis metalográfico nos muestra primeramente una microestructura con un espesor de capa aproximado de 900 micras con un crecimiento de grano el cual no es deseado, por lo cual se procedio a realizar en la muestra de acero un normalizado y un temple, estos con la finalidad de volver al acero a su tamaño de grano original y el temple es necesario en la cementación sólida de cualquier acero, sin este, el tratamiento no funciona y no se obtiene la dureza máxima. Una vez teniendo la muestra de acero templada y cementada, el análisis de dureza nos muestra un promedio de dureza en la capa efectiva de 845 HV comparando esta dureza con el material de llegada tenemos un incremento de cuatro veces la dureza del material virgen, comparando este mismo resultado con la dureza promedio del temple, se obtiene el doble de dureza en cementación sólida.

Para el tratamiento de Nitruración el procedimiento fue muy parecido al de Cementación, el tiempo de permanencia óptimo para realizar el tratamiento termoquímico obtenido fue de cuatro horas. El análisis metalográfico nos muestra la microestructura del acero 1018 con la capa formada por el tratamiento de nitruración con un espesor de capa aproximado a las 900 micras, el crecimiento de grano en este caso fue menor que en la cementación por tener un menor tiempo de permanencia, el tratamiento de normalizado regreso al acero a su tamaño de grano original, una vez obtenido el acero nitrurado y templado el análisis de dureza nos dio una dureza promedio en la capa efectiva de 870 HV lo cual nos indica una dureza mayor que la obtenida en la Cementación, comparando este promedio de dureza con el del material de llegada, tenemos un incremento de dureza de 4.2 veces la dureza de llegada del material.

El punto clave en esta experimentación con tratamientos termoquímicos se da en el espesor de capa máximo en ambos tratamientos, en ambos el espesor de capa obtenido es aproximado a 900 micras, con durezas altas, una vez que el acero llega a este espesor de capa, al durar más tiempo dentro del horno, la capa se difunde hacia el núcleo, pero se pierde la dureza en la superficie.

3.8 DISEÑO DE PROBETAS PARA EXPERIMENTACIÓN

Para realizar las pruebas de fatiga térmica antes que nada es necesario terminar de caracterizar los materiales que se tienen con las nuevas propiedades dadas por los tratamientos térmicos que se van a aplicar en el acero 1018, para ello, se obtendrán las curvas de esfuerzo – deformación del acero virgen y el acero tratado.

3.8.1 Probeta para prueba de Tensión

Para fabricar la probeta de la prueba de tensión es necesario tomar en cuenta todas las consideraciones dadas en la norma ASTM E8-04 las cuales son:

- La sección reducida puede tener una conicidad gradual desde los extremos hacia el centro, con los extremos no más de 1% más grande en diámetro que el centro (control de dimensión).
- Si se desea, la longitud de la sección reducida puede ser incrementada por un extensómetro de cualquier longitud de calibre conveniente. Referenciando marcas para la medición de alargamiento, no obstante, deben estar espaciados en la longitud de calibre indicado.
- La longitud de calibre y filetes puede ser como se muestra en la norma ASTM E8-04 (figura 9), pero los extremos puede ser de cualquier forma para adaptarse a los titulares de la máquina de ensayo de tal manera que la carga sea axial. Los extremos se llevarán a cabo en las empuñaduras de cuña, si es posible, para que la longitud de la sección de agarre sea suficientemente grande para permitir que el espécimen pueda extenderse en las empuñaduras a una distancia igual a dos tercios o más de la longitud de las mordazas.
- En los bloques redondos (figuras 8 y 9 de la Norma ASTM E8-04), las longitudes de galgas son igual a cuatro veces el diámetro nominal. En algunas especificaciones del producto otras muestras pueden ser previstas, pero menos que la proporción 4:1 se mantiene dentro de las tolerancias dimensionales, los valores del alargamiento puede no ser comparable con los obtenidos a partir de la muestra de ensayo estándar.
- El uso de muestras más pequeñas de 0.250 pulgadas de diámetro se limita a los casos cuando el material a ensayar es de tamaño insuficiente para obtener los especímenes más grandes, o cuando todas las partes están de acuerdo con su utilización para las pruebas de aceptación. Los especímenes más pequeños requieren de equipo adecuado y una mayor habilidad tanto en mecanizado y pruebas.

- Los cinco tamaños de las muestras mas utilizadas, a menudo tienen un diámetro de alrededor de 0.505, 0.357, 0.252, 0.160 y 0.113 pulgadas, con la finalidad de permitir cálculos de esfuerzos más sencillos, ya que las correspondientes áreas de sección transversal son iguales o cercanas a 0.200, 0.100, 0.0500, 0.0200 y 0.0100 cm^2 respectivamente.

En base a las especificaciones anteriormente mencionadas se puede proseguir al diseño de la probeta. El diámetro de la varilla a utilizar para fabricar las probetas para la prueba de tensión es de media pulgada, el diseño de la probeta se muestra en la figura 3.31 con sus respectivas tolerancias.

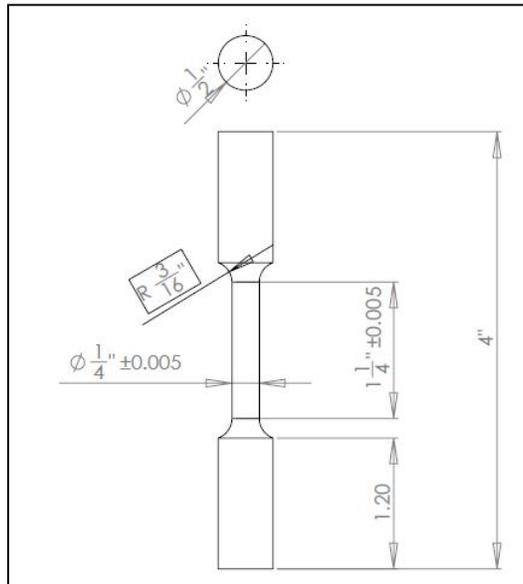


Figura 3.31 Dimensiones de probeta para prueba de Tensión.

Para realizar la prueba de tensión es necesario tomar en cuenta todas las consideraciones que se mencionan en la norma donde especifica el tipo de equipo, la manera de presentar los resultados y los sistemas de sujeción para no dañar la probeta a la hora de ser montada en el quipo a utilizar. Se utilizaron 25 probetas en esta prueba, estas se dividieron en 5 grupos, sometidas a diferentes condiciones, las primeras cinco estuvieron sin ningún tipo de tratamiento térmico, el siguiente grupo, estuvo sometido a temple con revenido, el

siguiente con un tratamiento térmico de recocido, y los últimos dos grupos tuvieron cementación y nitruración con temple y normalizado respectivamente.

3.9 RESULTADOS OBTENIDOS EN PRUEBAS DE TENSIÓN

Las pruebas de tensión fueron realizadas en una prensa mecánica de la marca MTS cuyo modelo corresponde al 647 Hydraulic Wedge Grip, con una capacidad de 100 KN.

3.9.1 Acero 1018 sin Tratamiento Térmico

En el caso del acero 1018 el tiempo de duración de la prueba fue aproximado a los cuatro minutos, obteniendo los datos promedio que se muestran en la tabla 3.17, se calculó el diámetro promedio, la carga, el esfuerzo último y el Modulo de elasticidad con la finalidad de posteriormente realizar un análisis numérico para corroborar los datos obtenidos en las pruebas. De estos valores promedios se descarto el más alejado del promedio, en este caso fue la probeta número cinco, ya que su módulo de elasticidad se encontraba más bajo considerando el estándar que son los 205Gpa.

Tabla 3.17 Resultados de pruebas de tensión en acero 1018 sin tratamiento.

RESULTADOS DE ESPECIMENES ST			
DIAMETRO (IN)	CARGA (LBF)	ESFUERZO (PSI)	MODULO (GPA)
0.254	5014.776	98,973.73	175.887
0.2565	5164.72	99,945.48	161.199
0.2546	5055.047	99,292.81	166.293
RESULTADOS PROMEDIO			
0.255	5078.181	99,404.01	167.793

El resultado de las pruebas de tensión mostró una fractura con la presencia del cuello de botella, teniendo un porcentaje de elongación de 4.38%, en la imagen 3.32 se muestra la forma de fractura que se presento en todas las probetas que fueron sometidas a la prueba de tensión.



Figura 3.32 Fractura del acero 1018 sin tratamiento térmico en prueba de tensión.

Por último, en base a los datos registrados por el programa de la máquina de tensión utilizada se graficaron las curvas de esfuerzo deformación del acero, obteniendo la figura 3.33.

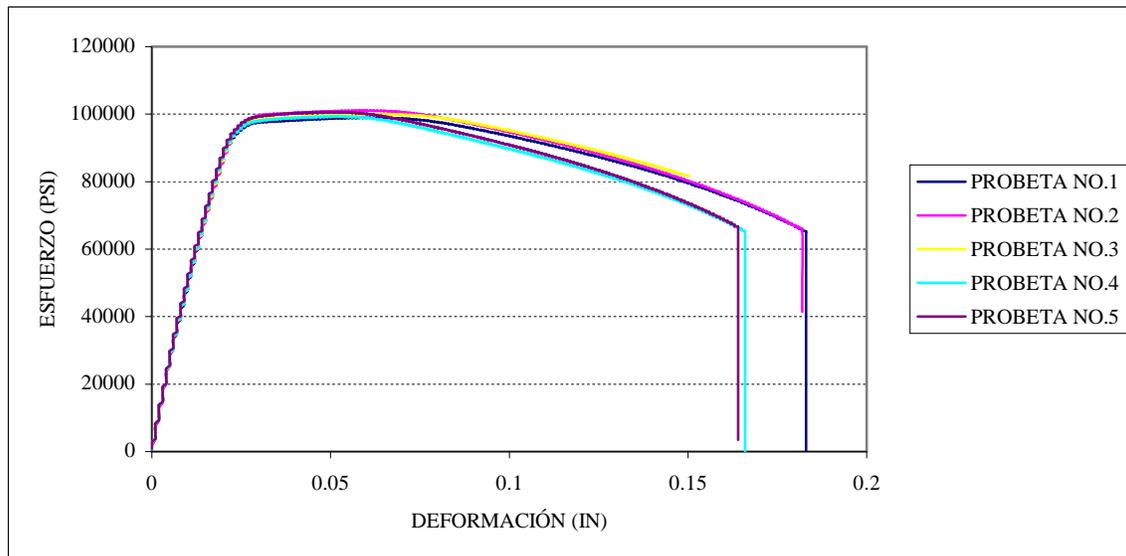


Figura 3.33 Curva Esfuerzo-Deformación del acero 1018 sin tratamiento térmico.

3.9.2 Acero 1018 con tratamiento térmico de Recocido

En este caso, el procedimiento fue similar al punto 3.9.1 obtenido un modulo de elasticidad mas bajo y presentándose por tanto una deformación más repentina del material, disminuyendo su zona elástica y aumentando la zona plástica del acero. El acero

falló a una carga menor y debido a que el esfuerzo es directamente proporcional a la carga aplicada, este también es menor. Los resultados obtenidos se muestran en la tabla 3.18. Para obtener los resultados promedio se descartó la primera prueba, ya que esta estaba alejada del promedio.

Tabla 3.18 Resultados de pruebas de tensión en acero 1018 con Recocido.

RESULTADOS DE ESPECIMENES CON RECOCIDO			
DIAMETRO (IN)	CARGA (LBF)	ESFUERZO (PSI)	MODULO (GPA)
0.242	2740.087	59,566.98	150.25
0.244	2855.441	61,060.87	153.073
0.248	2843.541	58,870.80	145.03
RESULTADOS PROMEDIO			
0.244	2813.023	59,832.88	149.451

En este caso la fractura que se presentó en el acero recocido, tuvo una forma de cuello de botella más alargada, teniendo un porcentaje de elongación promedio de 37.35%, lo que nos comprueba la deformación mayor que se mencionó anteriormente a comparación del acero sin tratamiento térmico. En la figura 3.34 se muestra el tipo de fractura en el acero recocido.



Figura 3.34 Fractura del acero 1018 con recocido en prueba de tensión.

En la figura 3.35 se muestran los resultados obtenidos en la prueba de tensión para el acero recocido.

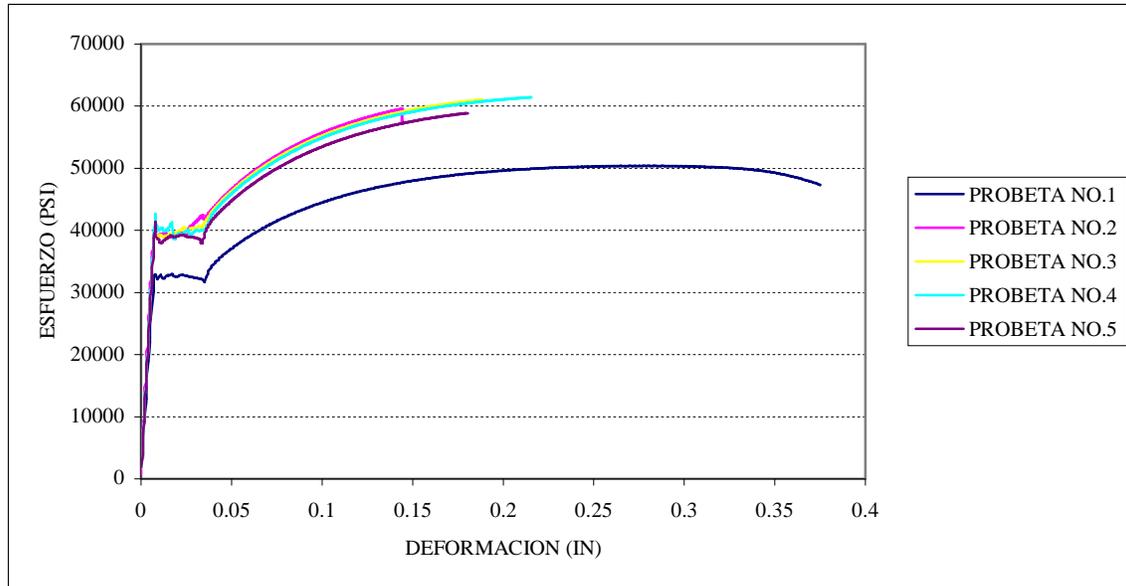


Figura 3.35 Curva Esfuerzo-Deformación del acero 1018 con recocido.

3.9.3 Acero 1018 con tratamiento térmico de Temple

En los cálculos realizados se obtuvo un módulo de elasticidad más bajo que el acero sin tratamiento, pero más alto que el acero con recocido aumentando la carga soportada y por tanto el esfuerzo. Los resultados obtenidos se muestran en la tabla 3.19.

Tabla 3.19 Resultados de pruebas de tensión en acero 1018 con Temple.

RESULTADOS DE ESPECIMENES CON TEMPLE			
DIAMETRO (IN)	CARGA (LBF)	ESFUERZO (PSI)	MODULO (GPA)
0.2535	9921.208	196,569.60	150.872
0.252	9960.564	199,702.41	159.719
0.247	9563.798	199,586.38	154.849
RESULTADOS PROMEDIO			
0.250	9815.19	198,619.5	155.146

En este caso la fractura que se presentó en el acero templado, tuvo una forma de cuello de botella menos alargada que el acero sin tratamiento, teniendo un porcentaje de elongación

promedio de 2.45%, lo que nos comprueba que la deformación fue menor que en el acero sin tratamiento térmico. En la figura 3.36 se muestra el tipo de fractura en el acero templado, se observa una ruptura lisa, hasta la parte donde fue endurecido el material con el tratamiento de temple, hasta llegar a su núcleo donde la dureza pertenece al acero sin tratamiento térmico.



Figura 3.36 Fractura del acero 1018 con temple en prueba de tensión.

Se graficaron las curvas de esfuerzo deformación del acero, obteniendo la figura 3.37, donde se aprecia el aumento del límite de proporcionalidad del acero, pero donde disminuye su zona plástica. En este caso el tiempo de duración de la prueba fue de 5 minutos.

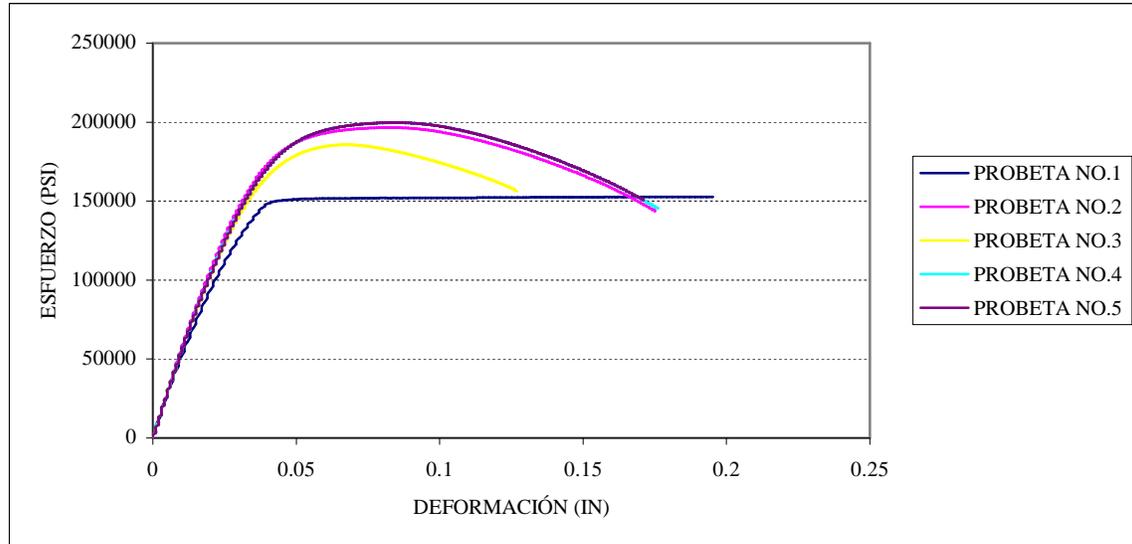


Figura 3.37 Curva Esfuerzo-Deformación del acero 1018 con temple.

3.9.4 Acero 1018 con tratamiento termoquímico de Cementación

En los cálculos realizados se obtuvo un módulo de elasticidad más bajo que el acero sin tratamiento. Los resultados obtenidos se muestran en la tabla 3.0. Para obtener los resultados promedio no fue necesario descartar ninguna prueba, ya que todas las curvas concedieron. En este caso la carga soportada fue menor a todos los anteriores, lo que provocó un esfuerzo menor.

Tabla 3.20 Resultados de pruebas de tensión en acero 1018 con cementación

RESULTADOS DE ESPECIMENES CON CEMENTACIÓN			
DIAMETRO (IN)	CARGA (LBF)	ESFUERZO (PSI)	MODULO (GPA)
0.253	5699.066	113,361.47	151.264
0.2545	6734.078	132,375.91	152.872
0.253	5219.493	103,817.99	153.942
RESULTADOS PROMEDIO			
0.253	5884.21	116,518.5	152.692

En este caso la fractura que se generó en el acero cementado, no presentó la forma de cuello de botella como en las pruebas anteriores, esto debido a que el tratamiento termoquímico endureció de tal manera el material que aumentó su rigidez pero disminuyó

su maleabilidad volviéndolo un acero frágil. En la figura 3.38 se muestra el tipo de fractura en el acero cementado, se observa una ruptura completamente lisa.



Figura 3.38 Fractura del acero 1018 con cementación en prueba de tensión.

En base a los datos registrados por el programa de la máquina de tensión utilizada se graficaron las curvas de esfuerzo deformación del acero, obteniendo la figura 3.39, donde se aprecia la poca deformación que soporta el material antes de llegar a su ruptura.

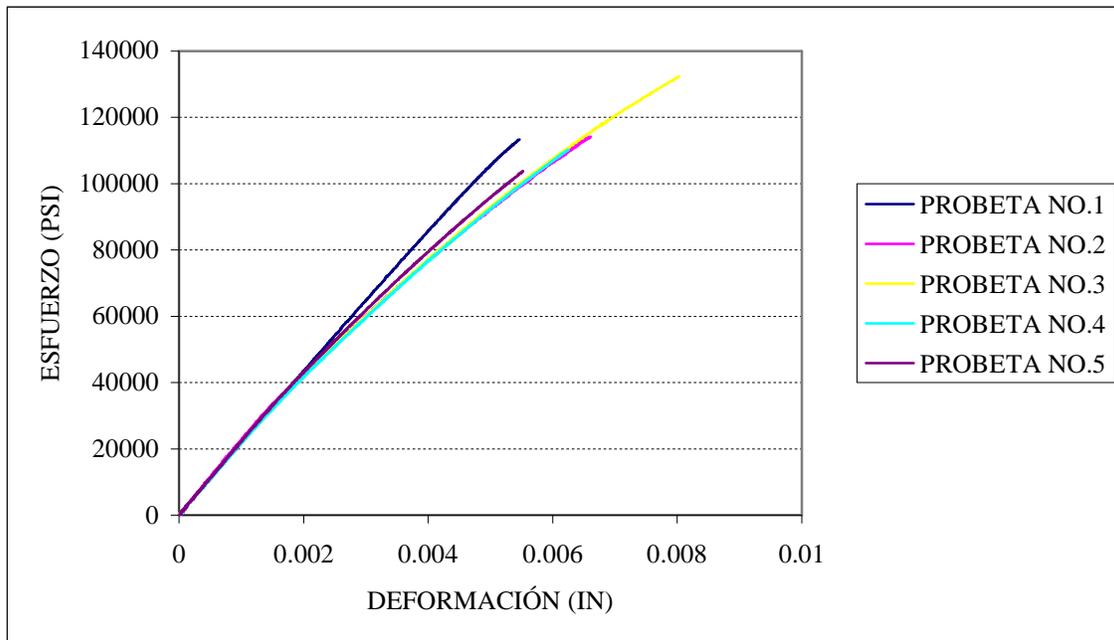


Figura 3.39 Curva Esfuerzo-Deformación del acero 1018 con cementación.

3.9.5 Acero 1018 con tratamiento termoquímico de Nitruración

En los cálculos realizados se obtuvo un módulo de elasticidad más alto que el acero cementado. Los resultados obtenidos se muestran en la tabla 3.21. Para obtener los resultados promedio no fue necesario descartar ninguna prueba, ya que todas las curvas coinciden. En este caso la carga soportada fue menor que el acero cementado y los aceros tratados térmicamente y sin tratamiento, lo que provocó el esfuerzo menor de todas las condiciones del acero.

Tabla 3.21 Resultados de pruebas de tensión en acero 1018 con nitruración

RESULTADOS DE ESPECIMENES CON NITRURACIÓN			
DIAMETRO (IN)	CARGA (LBF)	ESFUERZO (PSI)	MODULO (GPA)
0.2515	4237.94	85,311.18	152.839
0.255	4497.068	88,052.39	151.947
0.249	5627.991	115,580.54	156.082
RESULTADOS PROMEDIO			
0.251	4787.66	96,314.7	153.622

En este caso la fractura que se generó en el acero nitrurado, presenta el mismo comportamiento que el acero cementado. En la figura 3.40 se muestra el tipo de fractura en el acero cementado, se observa una ruptura completamente lisa.



Figura 3.40 Fractura del acero 1018 con nitruración en prueba de tensión.

En la figura 3.41, se aprecia la poca deformación que soporta el material antes de llegar a su ruptura.

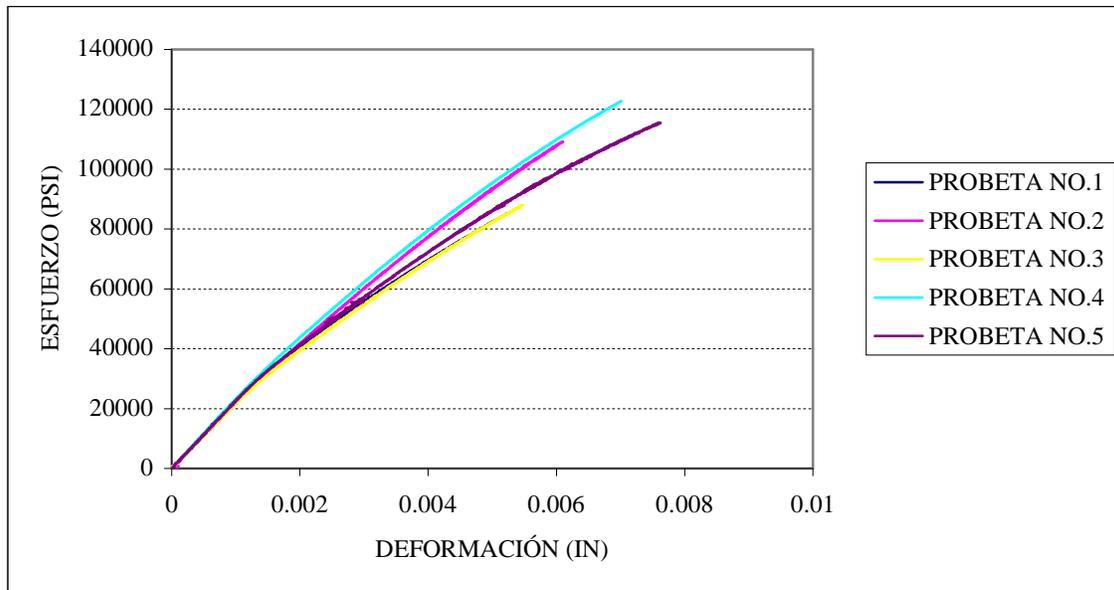


Figura 3.41 Curva Esfuerzo-Deformación del acero 1018 con nitruración.

CAPÍTULO IV

METODOLOGÍA

Y EXPERIMENTACIÓN

4.1 EQUIPO PARA PRUEBA DE FATIGA TÉRMICA

El equipo a utilizar durante el desarrollo de esta experimentación se encuentra en la Universidad Autónoma de Nuevo León (UANL) en la figura 4.42 se muestra una imagen con la descripción de MEFT (Máquina de Ensayos de Fatiga Térmica) el cual fue diseñado y construido por M. A. Quiñones y R. D. Mercado Solís^[76], conformado por los siguientes componentes:

Sistema de calentamiento: Se encuentra conformado por un inductor marca MAGELiS CIH (Cheltenham Induction Heating) que consta de una capacidad de generar hasta 1100 Volts, este tiene la función de mandar un voltaje determinado a la bobina inductora generando un campo magnético el cual logra el calentamiento de la probeta que se encuentra sometida en la prueba, los circuitos del inductor requieren de un sistema externo de enfriamiento, para lo cual se utiliza un intercambiador de calor, manteniendo una temperatura interna en los circuitos del inductor no mayor a los 27°C. Para obtener el registro de la temperatura máxima a la cual llega la probeta durante la etapa de calentamiento se utiliza un pirómetro marca MODLINE 5, el cual funciona por el

principio de emisividad, el láser se ajusta a la superficie de la probeta en su zona de calentamiento y el pirómetro vacía los datos obtenidos durante el ciclo de prueba.

Sistema de automatización: Basado en la programación de un PLC que controla tanto el flujo de agua para la cámara de enfriamiento por medio de dos válvulas solenoide, como la posición del pistón en la etapa de calentamiento o enfriamiento del ciclo térmico, la programación del PLC tiene la capacidad de controlar el ciclo térmico en tres modalidades, por tiempo (ó número de ciclos), por temperatura o ambas.

Sistema de enfriamiento: La cámara de enfriamiento cuenta con 4 aspersores que controlan el flujo de agua requerido para cubrir la superficie de la probeta, cuyo suministro proviene de un sistema de bombeo, que cuenta con un tanque de almacenamiento.

Sistema de sujeción: Para realizar las pruebas de fatiga térmica la máquina tiene dos modalidades de sujeción las cuales se mencionan a continuación:

1.- Restricciones internas: La fatiga térmica se produce debido a la diferencia de expansión y contracción térmica ocasionada por las diferentes tasas de enfriamiento/calentamiento que se da en el cuerpo del espécimen, ocasionado por el gradiente térmico.

2.- Restricciones internas y externas: Además de las restricciones internas, se amordaza el espécimen, imponiendo un marco rígido que limita la expansión o contracción libre del espécimen en la dirección axial. Este se asemeja más al caso de fatiga termo-mecánica.

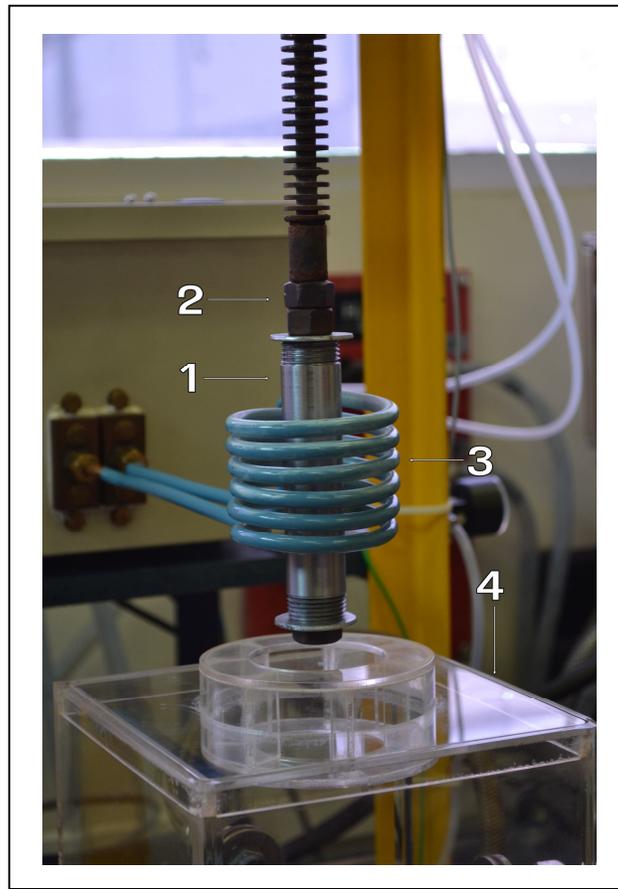


Figura 4.42 Vista de la Máquina de Ensayos de Fatiga Térmica (MEFT): (1) Especímen, (2) Sistema de Sujeción, (3) Bobina de Calentamiento Inductivo, (4) Cámara de Enfriamiento.

4.1.1 Diseño de probeta

Debido a que el equipo está diseñado bajo condiciones específicas, no es posible contar con diámetros de probeta menores a 1 pulgada de espesor y de acuerdo al tipo de prueba seleccionada, que en este caso será restricciones internas y externas (tipo 2). Las dimensiones y especificaciones de la probeta a utilizar son las siguientes:

- El diámetro de la probeta es de 25.4 mm (1 pulgada).
- El largo total del espécimen es 120 mm, con 10 mm de rosca en cada extremo (5 hilos c/u).

- Cuenta con un barreno central a todo lo largo del espécimen de 13 mm de diámetro.
- El acabado del espécimen es rectificado fino.

En la figura 4.43 se muestra el diseño de la probeta junto con la muestra de esta con su acabado final.

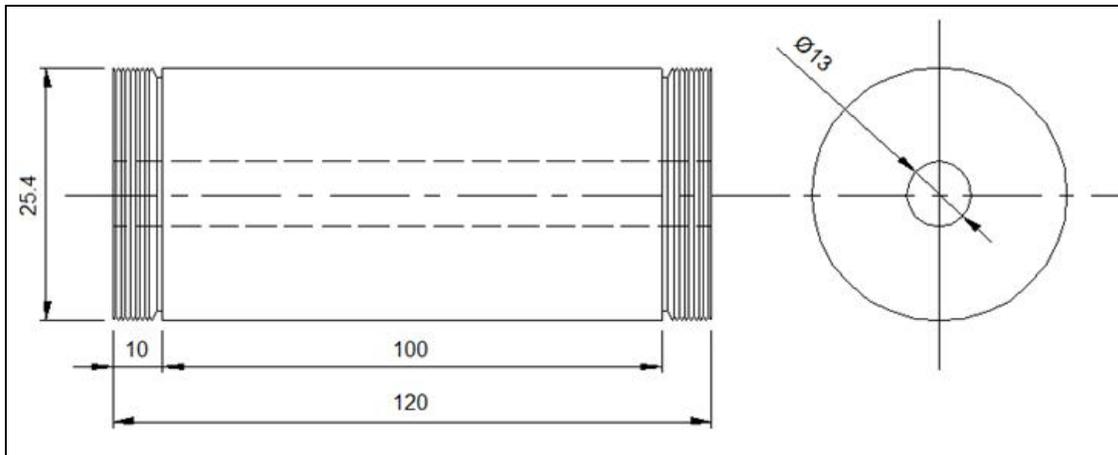


Figura 4.43 Diseño de probeta para Fatiga Térmica (dimensiones en milímetros).

Para los ensayos de fatiga térmica es necesario un sistema de amordazamiento de manera tal que el espécimen quede en el equipo de manera vertical, para aplicar las cargas de calentamiento y enfriamiento. Estas mordazas estarán diseñadas de acuerdo a las dimensiones de la probeta a utilizar. La figura 4.44 muestra el diseño de las mordazas con sus respectivas especificaciones.

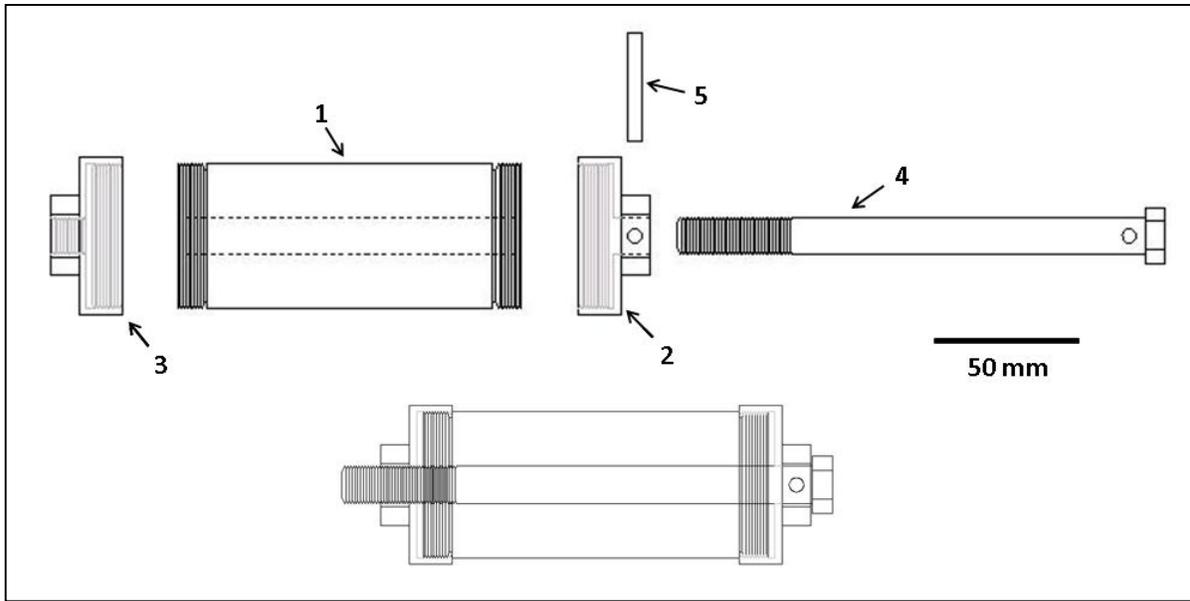


Figura 4.44 Muestra de mordazas para espécimen de fatiga térmica.

El dibujo de arriba, es la vista desensamblada del espécimen (1) y los elementos del amordazamiento (2-5). El dibujo de abajo es la vista de las partes ya ensambladas. Las partes 2 y 3 son las mordazas inferior y superior respectivamente. Estas se enroscan hasta topar firmemente. Las mordazas tienen rosca interna para ajustarlas en los extremos del espécimen. Una vez enroscadas las mordazas (tapas) se hace pasar un tornillo sujetador (4) a través de la mordaza inferior, a todo lo largo del espécimen y, una vez alcanzando la tapa superior, la punta roscada del tornillo se enrosca en el interior del orificio de la protuberancia hexagonal de la mordaza. Ambas mordazas cuentan con esta protuberancia hexagonal para poderlas apretar y desapretar con llaves mecánicas de medida estándar.

Se utilizaron 40 especímenes sometidos a la prueba de fatiga térmica, al igual que las pruebas de tensión, estas probetas estuvieron divididas en los mismos cinco grupos que se mencionaron anteriormente, ocho probetas se sometieron sin ningún tratamiento térmico o termoquímico, las siguientes ocho a temple con revenido, el siguiente grupo a recocido, y los últimos dos con cementación y nitruración sólida. Cada grupo fue subdividido a los diferentes ciclos de prueba.

4.2 DISEÑO DEL EXPERIMENTO

Para este punto se deben de cumplir con dos condiciones, que la experimentación sea repetible y aleatoria.

4.2.1 Selección de Variables

Las variables a tomar en cuenta son en base a la experimentación a realizar y a las condiciones que afectan al fenómeno de fatiga térmica, las cuales son:

Número de Ciclos: Actualmente se clasifica al fenómeno de fatiga en dos casos: fatiga de alto número de ciclos y fatiga de bajo número de ciclos. En este caso las pruebas fueron de bajos ciclos, teniendo como condiciones los 500, 700, 1000 y 1500 ciclos. La modalidad utilizada para estas pruebas, permite realizar 500 ciclos en cuatro horas con 12 minutos.

Tiempo de calentamiento y enfriamiento: Esto es, haciendo referencia al tiempo en que la probeta durará calentándose hasta llegar a una determinada temperatura; el cual fue de 15 segundos y el tiempo en que fue sometida la probeta en la cámara de enfriamiento será de 10 segundos.

Rango de temperatura: La temperatura máxima y mínima que se utilizó en el ciclo térmico se basa en el **Set Point** del inductor (sistema de calentamiento) el cual es de 150 volts, y en el tiempo de permanencia en la etapa de calentamiento de 15 segundos, esto da como resultado una temperatura de 600°C como máxima, en el caso de la temperatura en la etapa de enfriamiento, con el flujo de agua utilizado durante los 10 segundos la pieza disminuye su temperatura aproximadamente a los 30°C.

4.3 REGISTRO DE TEMPERATURA

Teniendo en cuenta que la lectura de temperatura se lleva a cabo por medio de un pirómetro, el registro de temperatura en las pruebas se llevó a cabo para cada condición del material, durante los primeros 500 ciclos, es importante mencionar, que el pirómetro no registra temperaturas menores a los 250°C y el lapso que transcurre para el registro de cada lectura es de medio segundo, el registro de temperaturas tiene la capacidad de registrar hasta 3600 datos, es decir, obteniendo los siguientes resultados para las diferentes condiciones del material.

En el caso del acero que no contaba con ningún tratamiento térmico o termoquímico los datos mostraron una temperatura máxima de 567°C , mientras que la temperatura mínima fue de 533°C . En la figura 4.45 se muestra el registro de temperaturas, obteniendo un total de 1761 datos.

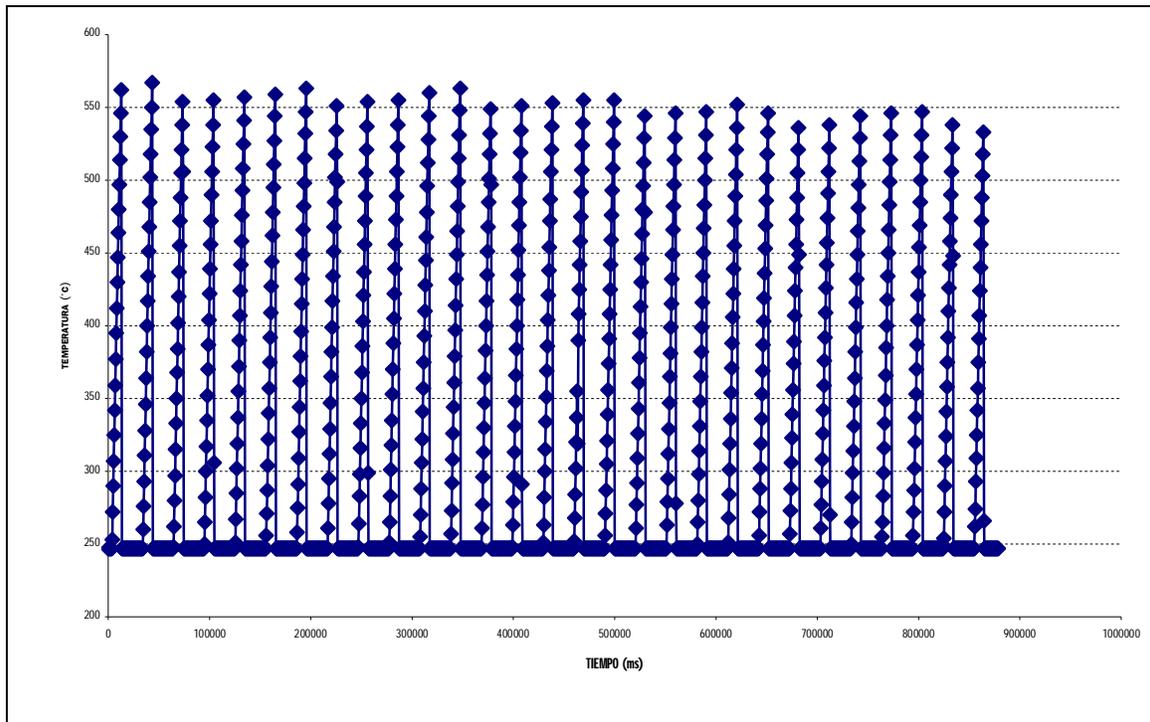


Figura 4.45 Registro de temperatura para acero 1018 sin tratamiento térmico.

Para los aceros que cuentan con el tratamiento térmico de recocido la temperatura máxima fue de 567°C mientras la mínima llega a los 549°C , para los aceros templados donde se obtuvieron hasta 593°C , en los aceros que cuentan con tratamientos termoquímicos de Cementación y Nitruración, la temperatura máxima registrada fue de 607°C y 587°C . Los datos obtenidos comprueban que la temperatura máxima en todos los casos se encuentra entre los 550°C y los 610°C , además de demostrar el principio de emisividad del pirómetro ya que a medida que la probeta comienza a opacarse por la temperatura, el registro de esta, comienza a tener variaciones.

4.4 PREPARACIÓN DE LA PROBETA

Debido a que el medio de enfriamiento de MEFT es agua, al terminar la prueba; se genera sarro en la superficie de la probeta, lo que impide la visibilidad de las grietas térmicas, para ello se requiere remover las impurezas, teniendo identificada la orientación que tuvo la probeta durante los ciclos térmicos, el sarro generado es eliminado con ácido fluorhídrico y acetona. La figura 4.46 muestra la superficie de la probeta al terminar los 500 ciclos en MEFT y después de realizar el procedimiento de limpieza.

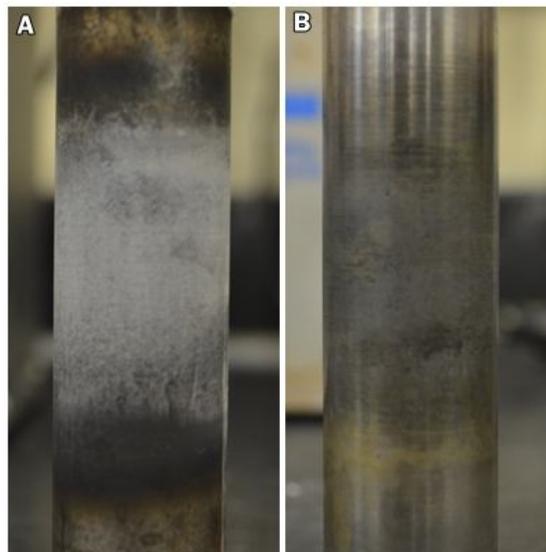


Figura 4.46 Probeta de Acero 1018 sometida a los primeros 500 ciclos de prueba.

4.4.1 Toma de réplicas superficiaales

Para poder realizar mediciones más precisas de las grietas térmicas, dado que la superficie de la probeta es curva; se realizaron réplicas superficiales. Para esto es necesario contar con acetato etílico y láminas de acetato. Básicamente el procedimiento consiste en colocar el acetato etílico sobre la lámina de acetato, el líquido funciona como un pegamento para después, colocar la lámina de acetato en la superficie de interés de la probeta (la zona de estudio que se desea reproducir de la probeta) la lámina es presionada durante 30 segundos y una vez adherida y que el líquido de acetato etílico se ha secado, esta es retirada rápidamente. La superficie queda impresa en la lámina debido a que el ácido ayuda a que la lámina se amolde a las grietas térmicas generadas en MEFT, para evitar que la réplica adquiera impurezas esta se coloca en un porta objetos previamente identificado, el resultado final se muestra en la figura 4.47.

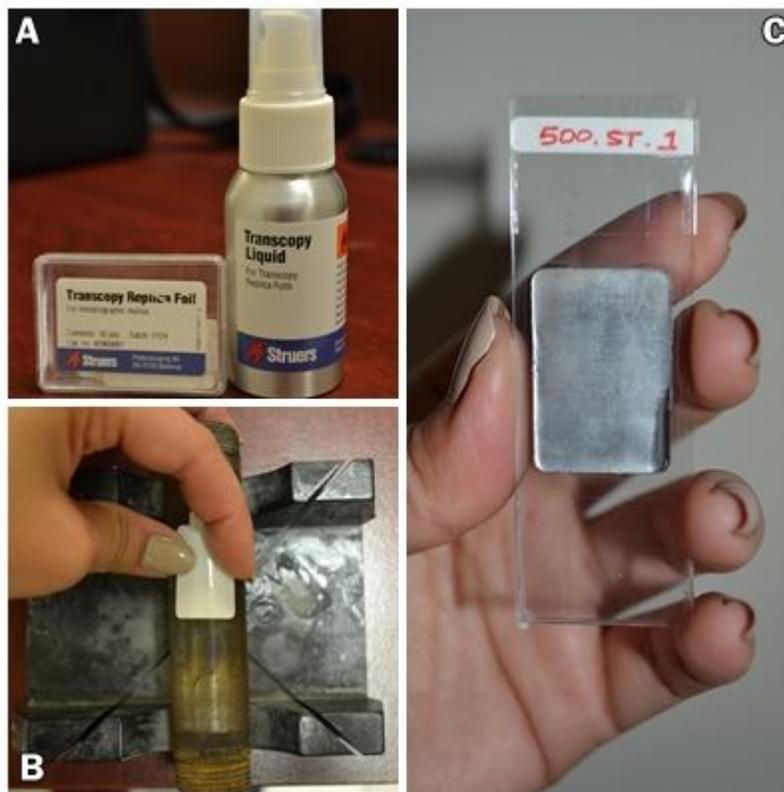


Figura 4.47 (A) Muestra del acetato etílico y réplicas de acetato, (B) Procedimiento para la toma de réplicas (C) Resultado final de la réplica.

4.5 RESULTADOS OBTENIDOS

Durante el desarrollo de las pruebas de fatiga térmica, la experimentación consistió en pruebas de 500, 700, 1000 y 1500 ciclos.

4.5.1 Pruebas de 500 ciclos

La primera corrida experimental, fue el acero 1018 sin tratamiento térmico con una duración de 4 horas con 12 minutos; el cual presentó las primeras grietas superficiales visibles, la figura 4.48 muestra el resultado del acero 1018 al ser expuesto a los 500 ciclos con un enfoque de 10X.

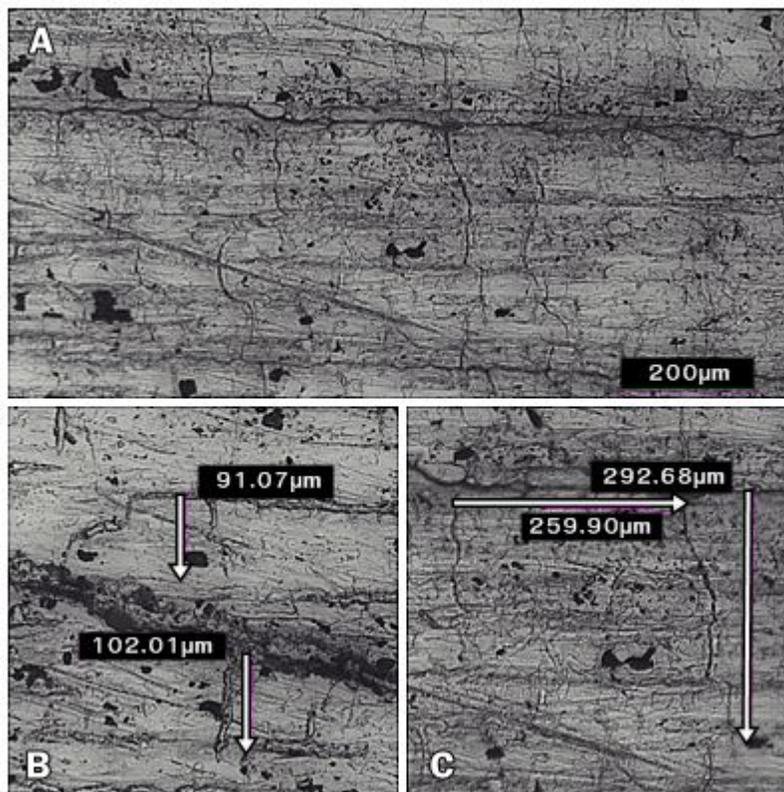


Figura 4.48 Microestructura de grietas superficiales de acero 1018 sin tratamiento térmico a 500 ciclos.

Las grietas presentaron longitudes entre 110µm y 300µm en la zona donde la probeta sufrió mayor calentamiento (figura 4.48C), la cual se ubica en su extremo izquierdo, en el

caso del lado derecho de la probeta la longitud de las grietas fue aproximada a los $100\mu\text{m}$ (figura 4.48B).

En el caso del acero recocido al someterlo a los primeros 500 ciclos, se puede distinguir la formación de grietas de manera horizontal y así mismo la formación de grietas pequeñas cuyo origen comienza en las grietas más grandes. La microestructura de la formación de grietas se muestra en la figura 4.49 con un enfoque de 10X.

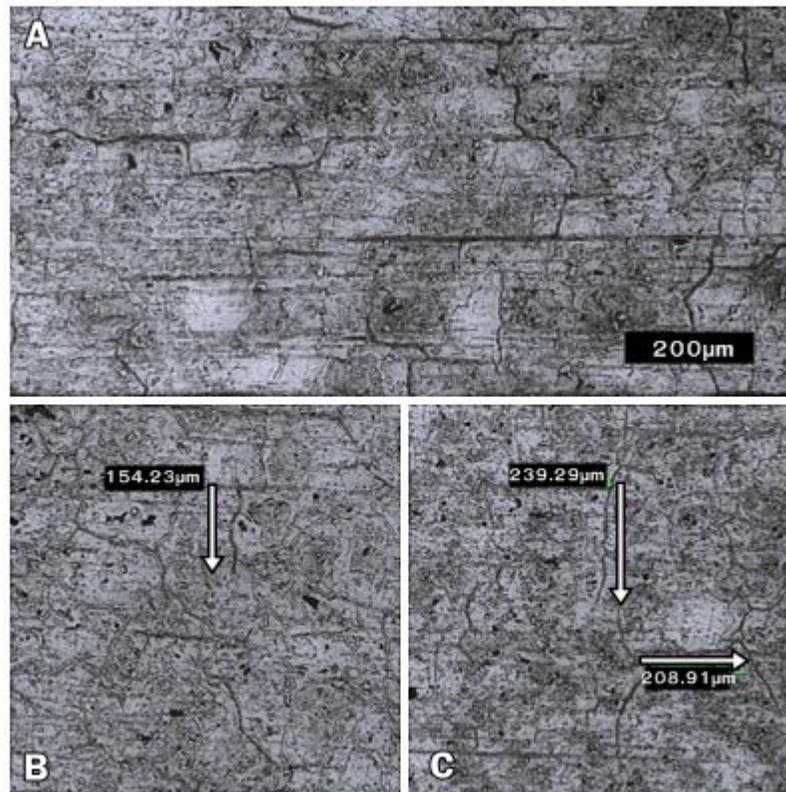


Figura 4.49 Microestructura de grietas superficiales de acero 1018 recocido a 500 ciclos.

La figura 4.49 B muestra la formación de grietas en la zona de menor calentamiento teniendo una longitud de grieta aproximada a los $150\mu\text{m}$, en el caso de la zona de mayor calentamiento (figura 4.49 C) la longitud de grieta llega hasta los $240\mu\text{m}$.

En el caso del acero templado y revenido, las grietas térmicas presentaron longitudes entre los $130\mu\text{m}$ y $230\mu\text{m}$, la figura 4.50 muestra la formación de grietas con un enfoque de 10X.

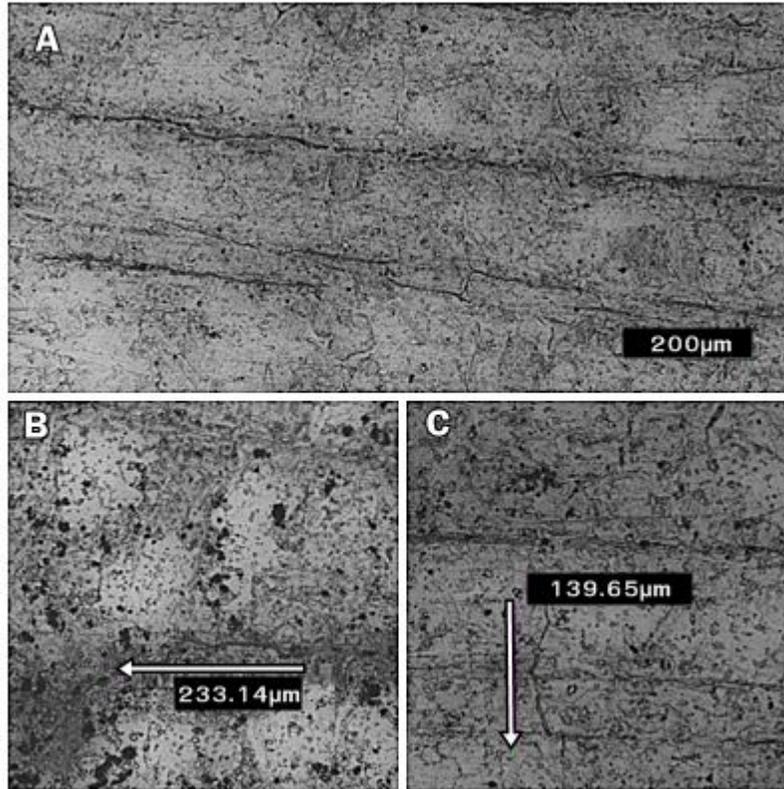


Figura 4.50 Microestructura de grietas superficiales de acero 1018 templado y revenido a 500 ciclos.

La zona de mayor calentamiento (figura 4.50B) muestra una formación de grieta tanto horizontal como vertical, en el caso de la zona de menor calentamiento (figura 4.50C) la formación de grieta es la misma pero con menores longitudes.

Hasta este punto, el acero 1018 sometido a los tratamientos térmicos de recocido y temple, presentan un daño menor al acero que no fue expuesto a ningún tratamiento térmico, ya que las longitudes de grieta generadas son ligeramente más grandes que a las del acero 1018 recocido y templado, esto; tomando como punto de referencia la zona de mayor calentamiento de cada una de las probetas sometidas a los primeros 500 ciclos de prueba.

En el caso de los aceros que cuentan con un tratamiento termoquímico, que son el acero 1018 sometido a cementación y nitruración los resultados obtenidos muestran grietas de longitudes mayores a las del acero sin tratamiento, las figuras 4.51 y 4.52 muestran el patrón de grietas generado durante los primeros 500 ciclos de prueba.

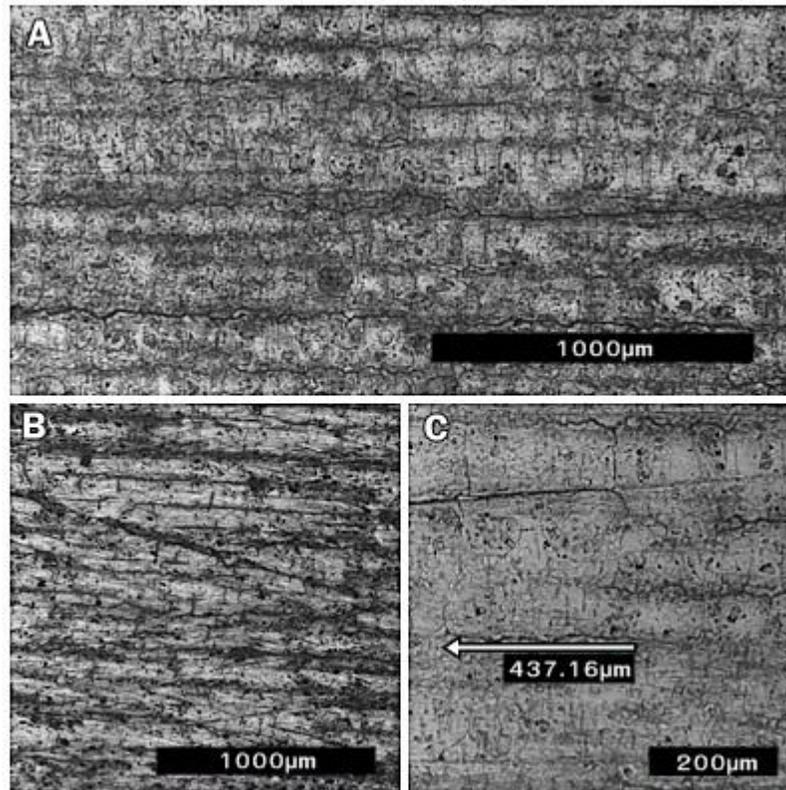


Figura 4.51 Microestructura de grietas superficiales de acero 1018 cementado a 500 ciclos.

La figura 4.51A muestra el acero cementado con un enfoque de 5X este, muestra el patrón de grieta en la zona de mayor calentamiento, presentando grietas longitudinales acompañadas de pequeñas grietas térmicas, en la zona de menor calentamiento el patrón de grieta es el mismo, pero con longitudes menores (figura 4.51B). El tamaño de grieta en la zona de mayor calentamiento se encuentra entre los 438µm.

En el caso del acero nitrurado, la longitud y el patrón de grieta es similar a la del acero cementado, la figura 4.52A muestra la zona de mayor calentamiento con un enfoque de

5X, en la figura 4.52B se muestra la misma zona de calentamiento con un enfoque de 10X, la zona de calentamiento tiene longitudes de grieta aproximados a los 400 μ m.

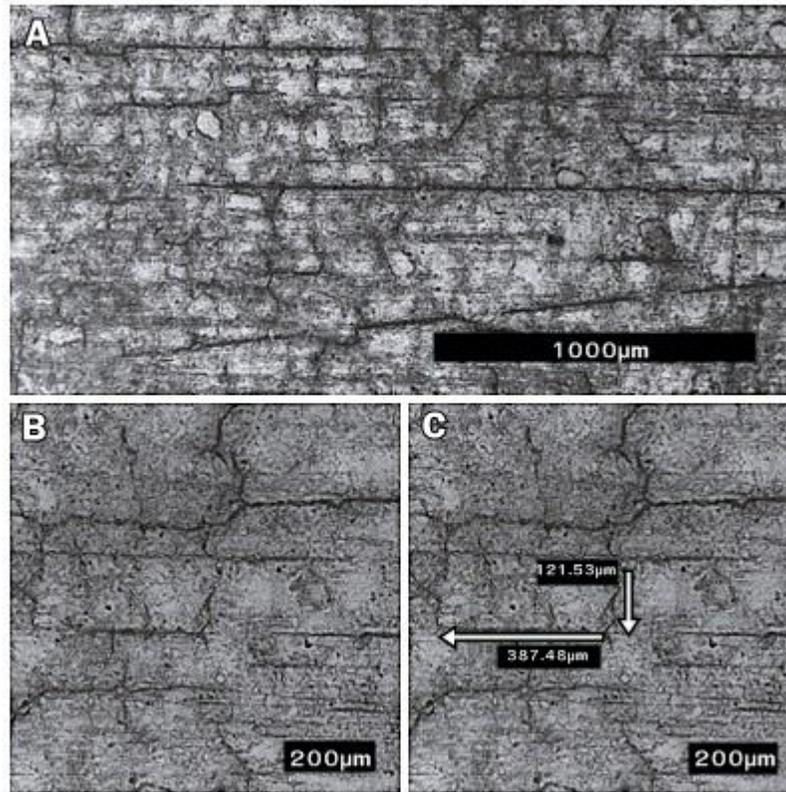


Figura 4.52 Microestructura de grietas superficiales de acero 1018 nitrurado a 500 ciclos.

4.5.2 Pruebas de 700 ciclos

En este caso la duración de prueba fue de 6 horas, siguiendo la misma metodología de las pruebas anteriores, los resultados obtenidos en el acero sin tratamiento térmico fueron grietas de longitudes aproximadas entre los 100 y 500 μ m, en la figura 4.53A se muestra el patrón de grieta del acero 1018 sin tratamiento en la zona de mayor calentamiento, con un enfoque de 5X, comenzando la formación de una cuadrícula de grietas térmicas, en el caso de la figura 4.53B se muestra la misma zona con un enfoque de 10X para obtener una medición más cercana de la longitud de grieta.

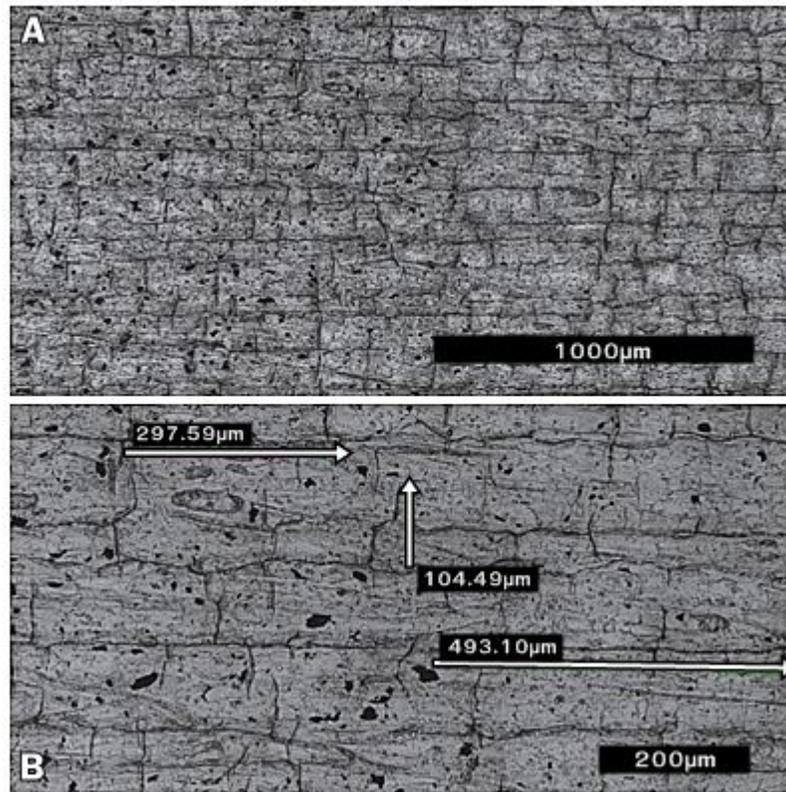


Figura 4.53 Microestructura de grietas superficiales de acero 1018 sin tratamiento a 700 ciclos.

Para el acero recocido, las grietas térmicas muestran longitudes aproximadas a las 400 μm en la zona de mayor calentamiento. El patrón de grietas generado se muestra en la figura 4.54A con un enfoque de 5X, las grietas térmicas en este caso no forman un patrón distintivo como es el caso anterior, mientras que sus longitudes se muestran en la figura 4.54B con un enfoque de 10X.

Hasta este punto el acero recocido sigue presentando una menor longitud de grieta superficial, que el acero que no cuenta con un tratamiento térmico teniendo una diferencia de 100 μm entre las grietas térmicas del acero recocido y las grietas térmicas del acero sin tratamiento.

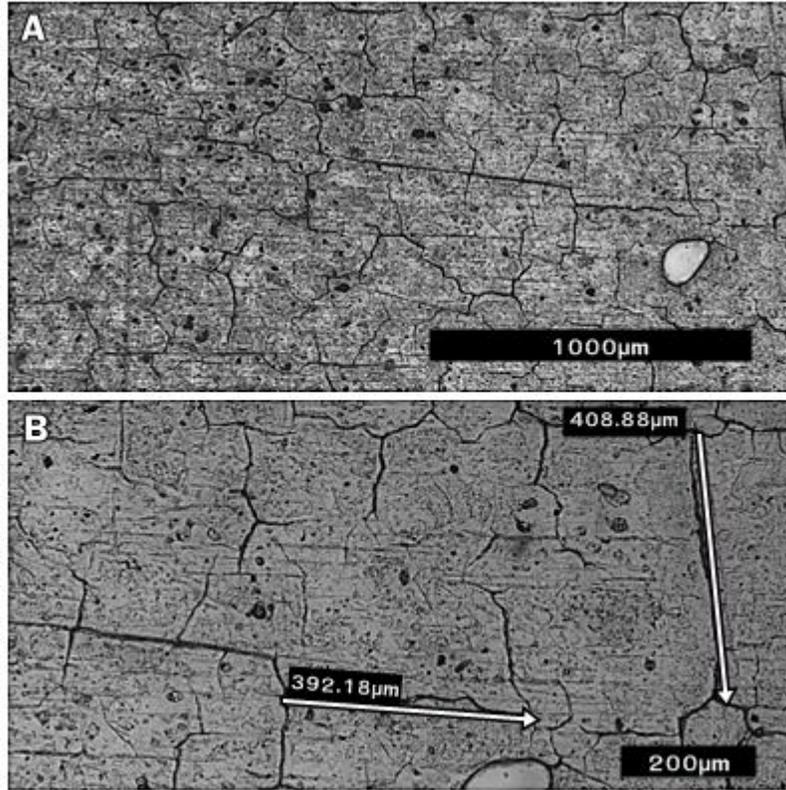


Figura 4.54 Microestructura de grietas superficiales de acero 1018 recocido a 700 ciclos.

El acero templado y revenido, a los 700 ciclos; comienza formar grietas que superan la longitud presentada en el acero sin tratamiento térmico, en la figura 4.55A se muestra el patrón de grieta en la zona de mayor calentamiento con un enfoque de 5X, las grietas formadas muestran una dirección longitudinal que atraviesa la zona de mayor calentamiento de la probeta.

En las figuras 4.55B y 4.55C señalan las longitudes aproximadas de las grietas que se presentan a los 700 ciclos en esta condición del material, obteniendo longitudes de 245, 517 y hasta 837 μm, descartando la posibilidad de que el acero templado presente mejores propiedades que el acero sin tratamiento a la cantidad de 700 ciclos.

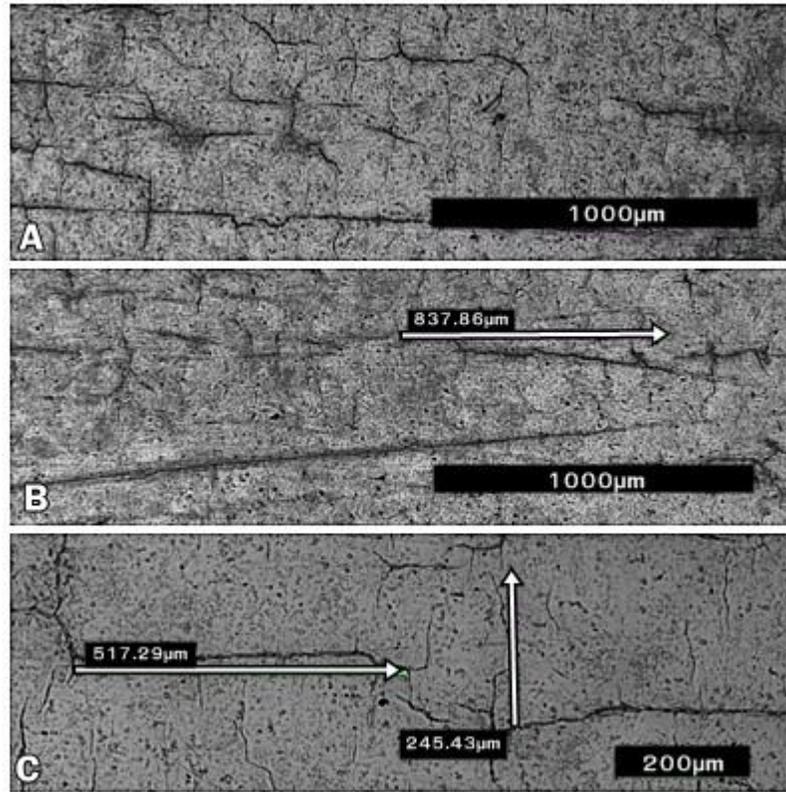


Figura 4.55 Microestructura de grietas superficiales de acero 1018 templado a 700 ciclos.

En el caso del acero 1018 que fue expuesto a los tratamientos termoquímicos, a los 700 ciclos de prueba, comienza la formación de una grieta térmica transversal a lo largo de la zona de calentamiento, tanto para el acero que fue cementado, como para el acero nitrurado, esta grieta va acompañada de grietas más pequeñas a sus extremos, la figura 4.56A muestra la formación de la grieta transversal para el caso del acero cementado con un enfoque de 5X, mientras que la figura 4.56B muestra las longitudes de las grietas formadas a los extremos teniendo longitudes que superan las 1000µm.

El acero nitrurado presenta un comportamiento similar a los 700 ciclos, la figura 4.57A muestra la formación de la grieta con un enfoque de 5X, en este caso la longitud de la grieta alcanza las 1700µm (figura 4.57B) mientras que esta cambia de dirección de manera transversal al llegar a los 646µm.

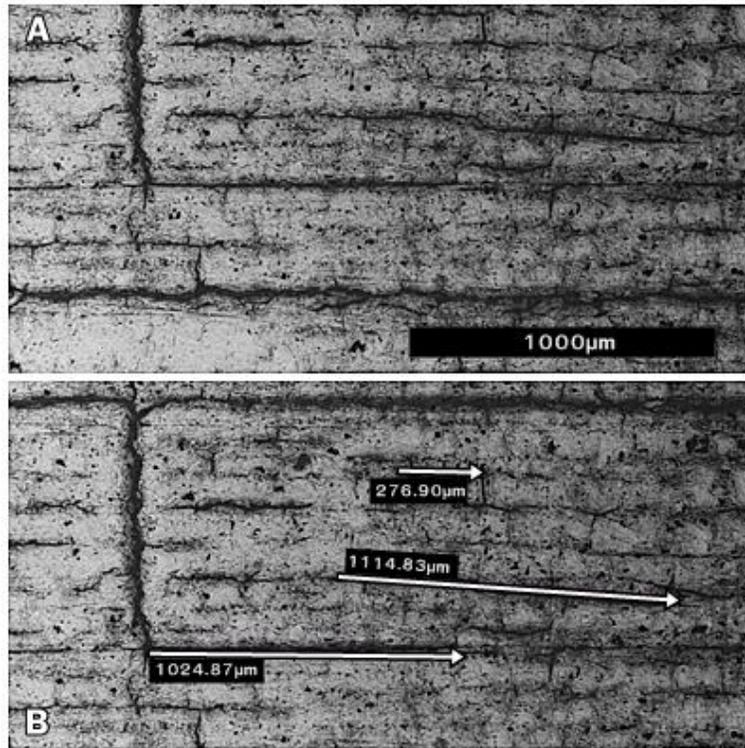


Figura 4.56 Microestructura de grietas superficiales de acero 1018 cementado a 700 ciclos.

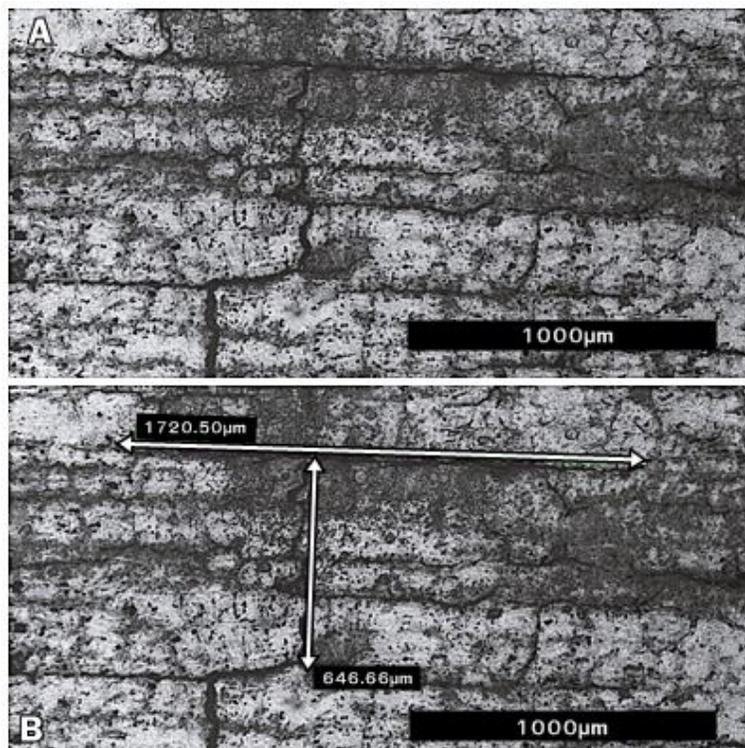


Figura 4.57 Microestructura de grietas superficiales de acero 1018 nitrurado a 700 ciclos.

4.5.3 Pruebas de 1000 ciclos

Para esta condición, la duración de prueba fue de 8 horas con 22 minutos, en el caso del acero sin tratamiento térmico, las replicas superficiales correspondientes que se muestran en la figura 4.58A muestran un patrón de agrietamiento parecido al de una cuadrícula con un enfoque de 5X, esto puede ser ocasionado debido al acabado superficial original con el que contaba la probeta dando inicio al crecimiento de grietas transversales debido al choque térmico, en la figura 4.58B y C se muestra el tamaño de las grietas en la zona de mayor calentamiento con un enfoque de 10X, teniendo un tamaño de grieta similar a al acero sometido a 700 ciclos, dando como resultado que una diferencia de 200 ciclos no es representativa para el crecimiento de grieta durante el ciclo térmico.

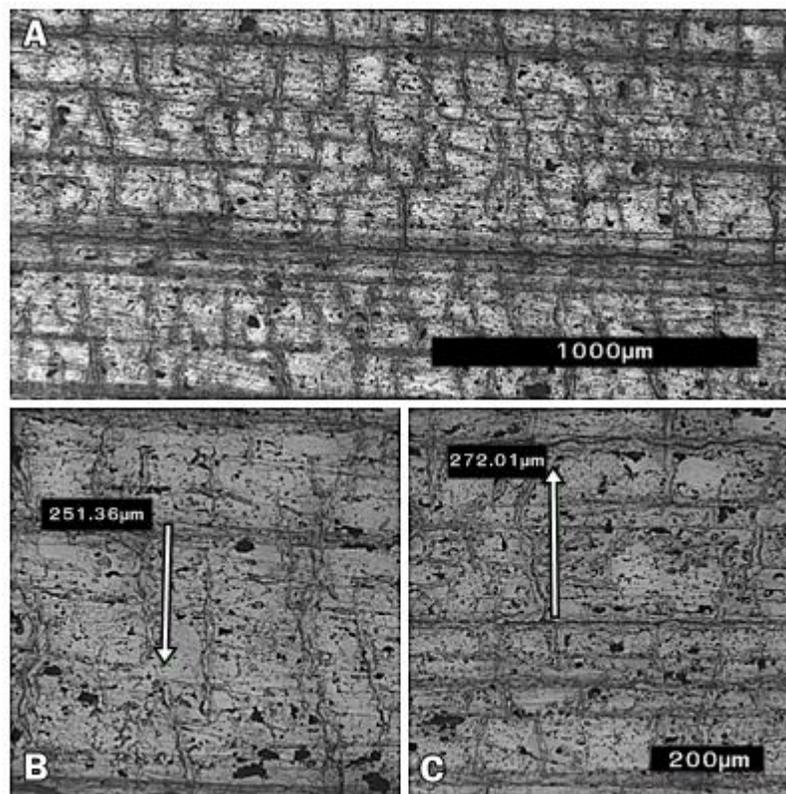


Figura 4.58 Microestructura de grietas superficiales de acero 1018 sin tratamiento a 1000 ciclos.

En el caso del acero que fue sometido a recocido, la situación fue similar, la figura 4.59 A muestra el patrón de grieta generado a los 1000 ciclos con un enfoque de 5X, las figuras 4.59 B y C muestran la longitud de grieta aproximada en la zona de mayor calentamiento con un enfoque de 10X, obteniendo longitudes similares a al acero sometido a los 700 ciclos.

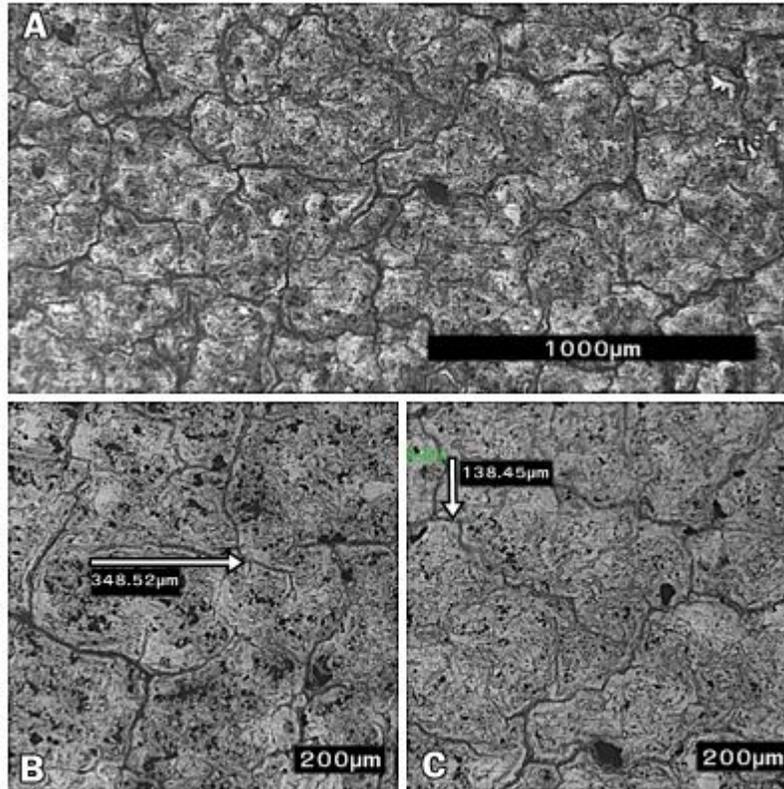


Figura 4.59 Microestructura de grietas superficiales de acero 1018 recocido a 1000 ciclos.

El acero templado y revenido, mostró que la longitud de grieta aumenta a los 1000 ciclos tomando como referencia la longitud de los 700 ciclos, en la figura 4.60A se muestra el patrón de grieta con un enfoque de 5X, observándose grietas formadas de manera longitudinal acompañadas de pequeñas grietas que nacen a partir de las grietas más grandes, las grietas formadas abarcan toda la superficie de la zona caliente de la probeta, estas pueden llegar a tener el tamaño de hasta 900µm (por mencionar una de las grietas de tamaño medio) mientras que las grietas que acompañan a las más grandes toman distancias entre 350 y 500µm (figura 4.60B y 4.60C).

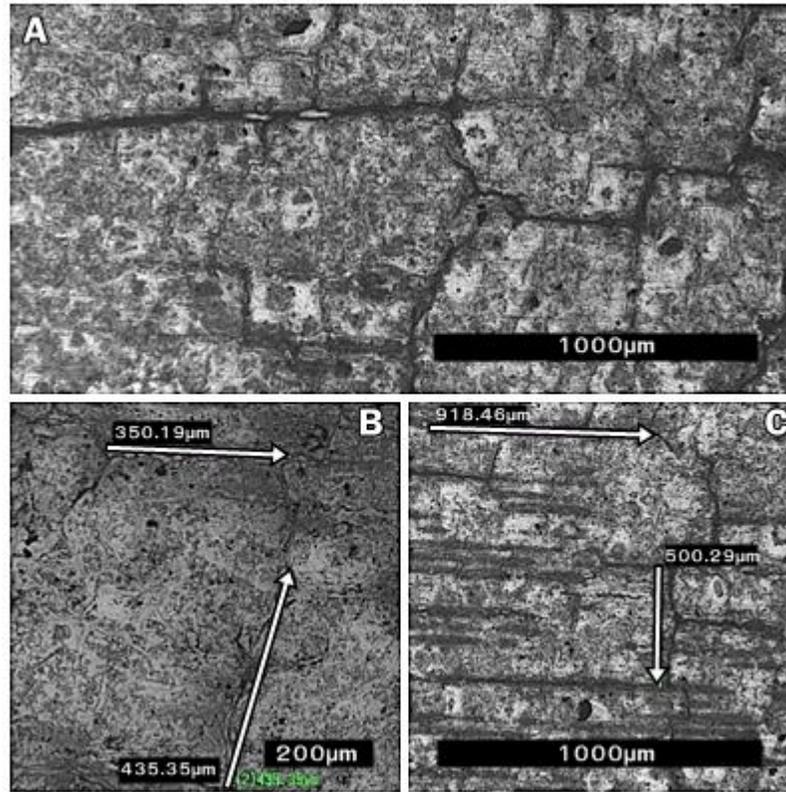


Figura 4.60 Microestructura de grietas superficiales de acero 1018 templado a 1000 ciclos.

Para el acero que fue sometido a tratamientos termoquímicos, se vuelve a presentar la misma grieta de manera transversal en la probeta, la zona de mayor calentamiento (figura 4.61A), esta puede ser percibida a simple vista y su distancia puede ser considerada en centímetros, en el caso del acero cementado la grieta mas grande va acompañada de grietas más pequeñas de manera longitudinal, que llegan alcanzar distancias que superan las 1000µm (figura 4.61B).

En el acero que fue sometido al tratamiento termoquímico de nitruración, se presentó un patrón de agrietamiento igual que en el acero cementado (figura 4.62A), en esta condición las grietas longitudinales que acompañan a la grieta térmica transversal, superan las 1100µm, (figura 4.62C).

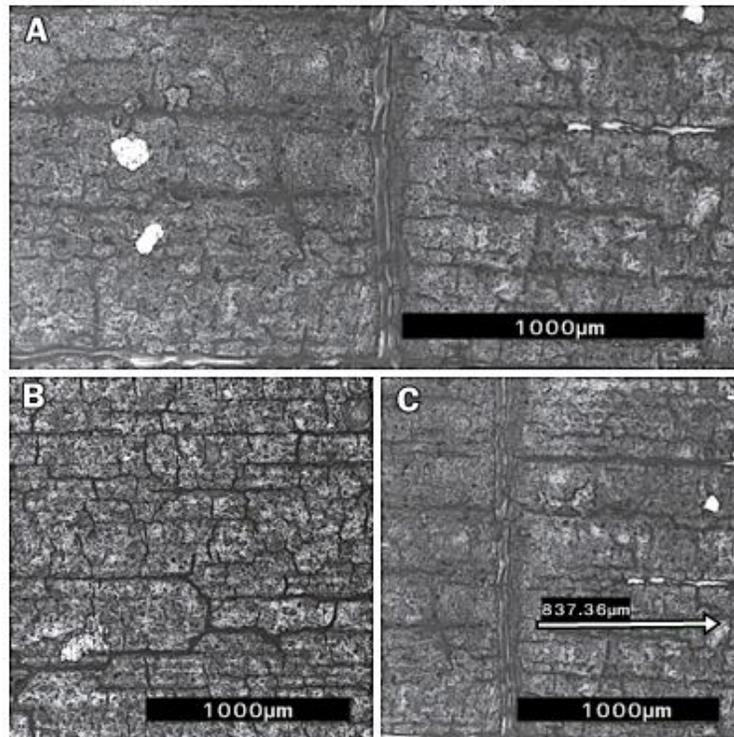


Figura 4.61 Microestructura de grietas superficiales de acero 1018 cementado a 1000 ciclos.

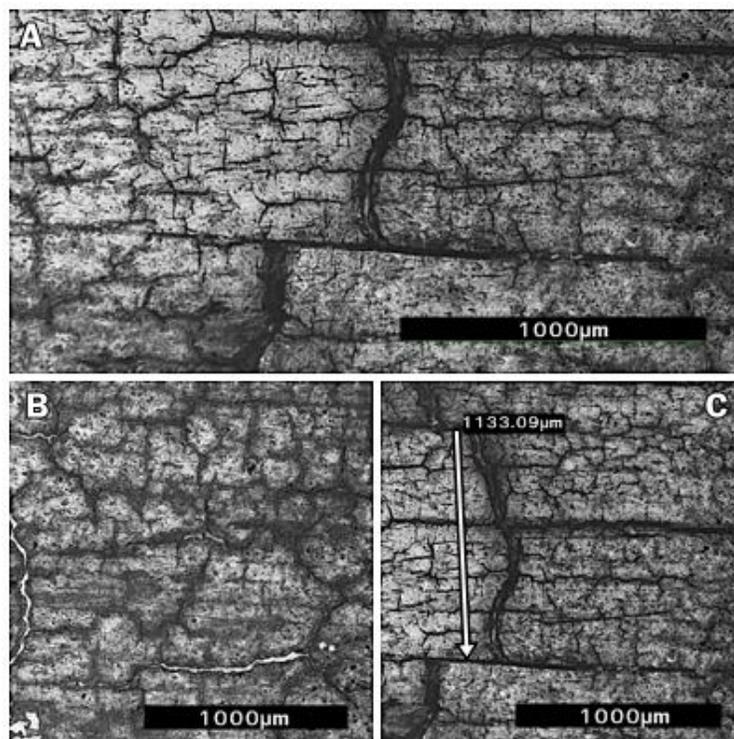


Figura 4.62 Microestructura de grietas superficiales de acero 1018 nitrurado a 1000 ciclos.

4.5.4 Pruebas de 1500 ciclos

Estas pruebas se llevaron a cabo solo en las probetas que no fue posible distinguir grietas térmicas a simple vista. Tal fue el caso del acero sin tratamiento térmico y del acero sometido a los tratamientos térmicos de recocido y temple con revenido, la duración de estas pruebas es aproximado a las 13 horas, logrando obtener grietas que superan las 1500 μm . En el acero sin tratamiento térmico, las grietas abarcaron toda la superficie de la probeta, la figura 4.63A muestra las grietas térmicas ocasionadas a los 1500 ciclos con un enfoque de 5X para la zona de mayor calentamiento, en el caso de la figura 4.63B muestra la zona de menor calentamiento obteniendo mediciones que superan las 2500 μm en las grietas térmicas de menor tamaño. En el caso del acero recocido, el patrón de agrietamiento es similar obteniendo lecturas de las grietas más pequeñas de 1800 μm (figura 4.64), en el acero templado y revenido, se distingue la misma cuadrícula de grietas formada en los casos de menores ciclos en la misma condición del material, obteniendo lecturas de 800 y 600 μm (figura 4.65).

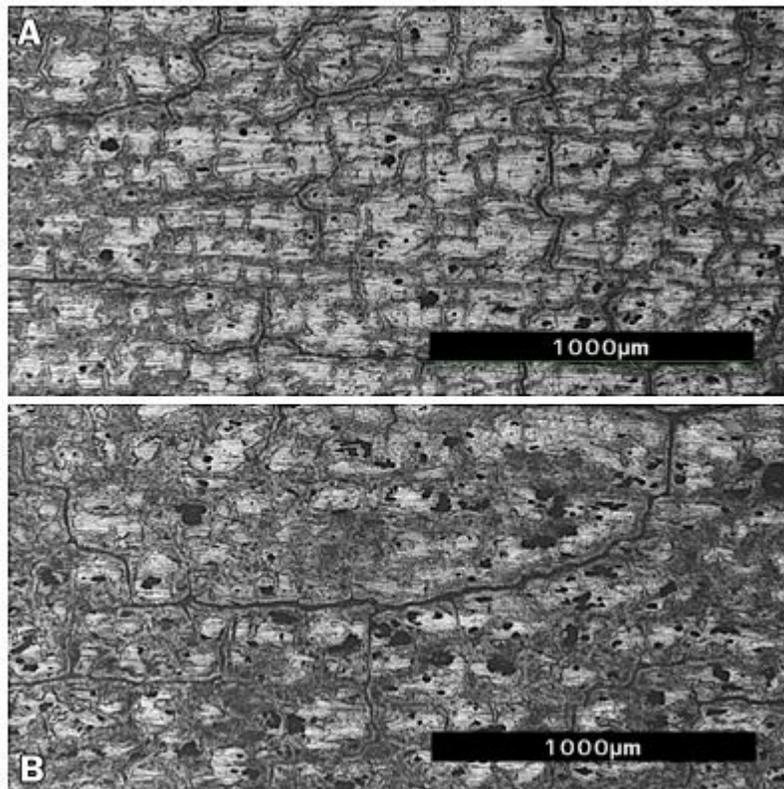


Figura 4.63 Microestructura de grietas superficiales de acero 1018 sin tratamiento térmico a 1500 ciclos.

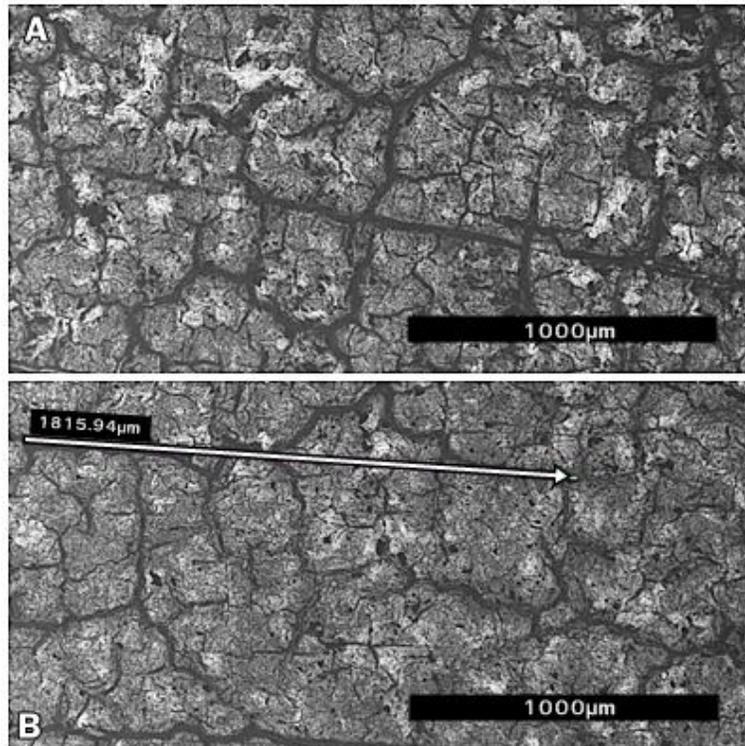


Figura 4.64 Microestructura de grietas superficiales de acero 1018 recocido a 1500 ciclos.

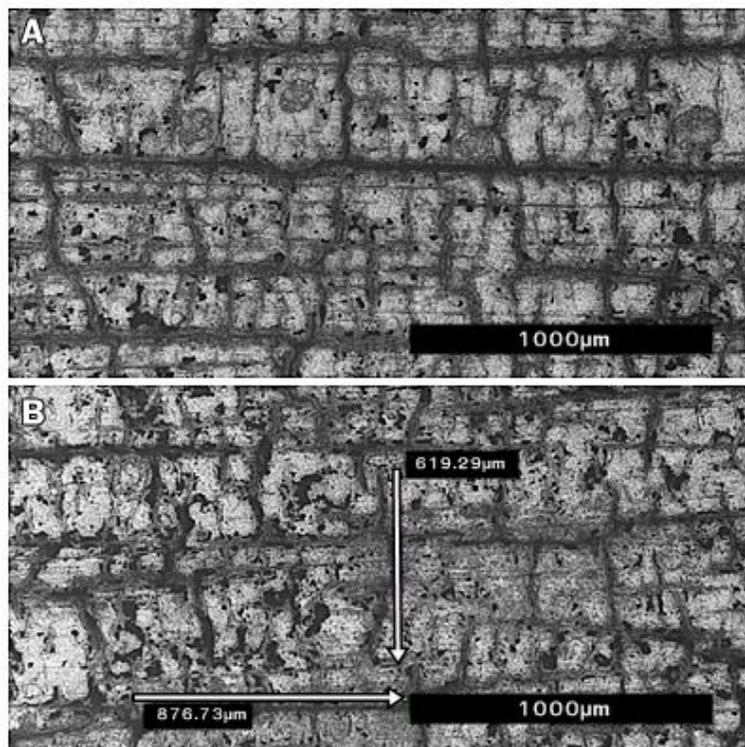


Figura 4.65 Microestructura de grietas superficiales de acero 1018 templado a 1500 ciclos.

4.6 CONCLUSIONES

Un acero de bajo contenido de carbono no es adecuado para aplicaciones de fatiga térmica aún siendo sometido a tratamientos térmicos o termoquímicos que mejoran considerablemente sus propiedades de dureza y de resistencia a la corrosión.

El acero 1018 sometido al tratamiento térmico de Recocido, fue el menos afectado en cuestión del tamaño de grieta para todos los ciclos térmicos que se probaron, a pesar de esto; la diferencia es mínima si se compara con el acero que no presenta tratamientos, ya que en ambos la formación de grietas térmicas comienza a la misma cantidad de ciclos, que son los 700 ciclos y la diferencia entre el tamaño de grieta entre uno y otro no supera las 150 μ m.

Después de los 500 ciclos se puede comenzar a observar la formación de grietas para las diferentes condiciones a las cuales fue sometido el acero 1018.

La presencia de grietas térmicas en un acero es directamente proporcional a la dureza del material, esto quiere decir que entre mayor sea la dureza también lo será la longitud de grieta que presente, tal fue el caso del acero sometido a Cementación y Nitruración, en estas condiciones fue el acero mas afectado por el choque térmico presentando las grietas de mayor dimensión.

El acabado superficial del material afecta considerablemente en la formación de grietas térmicas.

Existe la posibilidad que la formación de estas grietas transversales puede llegar a liberar esfuerzos térmicos y de esta forma reducir el área afectada por la presencia de las grietas térmicas.

RECOMENDACIONES PARA TRABAJOS FUTUROS

- ✚ Utilizar un acero que sea resistente a alta temperatura y a la corrosión ya sea el caso de un acero de la serie H o AISI.

- ✚ Probar con variaciones de mezcla en tratamientos termoquímicos en base a grafito y catalizador de manera que el acero no pierda su tenacidad y ductilidad.

- ✚ Hacer series de diferentes ciclos térmicos variando el tiempo de calentamiento y enfriamiento y mayores a los 1500 ciclos.

- ✚ Realizar un estudio en base a la influencia del acabado superficial de la probeta en base a la formación de las grietas térmicas.

- ✚ Incorporar el efecto de la corrosión en la formación de las grietas térmicas.

REFERENCIAS

- [1] Courtney,(1990) Mechanical Behavior of Materials.Mc Graw Hill.
- [2] Albert, Wilhelm August Julius (1838) Uber Treibseile am Harz. Archive fur Mineralogie, Geonose, Bergbau und Huntenkunde 10, 215-34.
- [3] Poncelet, Jean-Victor (1839) Introduction á la Mecanique, Industrialle, Physique our Experimentale, Deuxième edition, Imprimiere de Gauthier Villar, Paris.
- [4] Rankine, William John Macquorn (1843) on the cause of unexpected breakage of the journals of railway axles and the means of preventing suck accidents by observing the law of continuity in their construction. Proceedings of the Institute of Civil Engineers, London 2, 105-8.
- [5] Hodgkinson, E. A. (1849) Report of the Commissioners Appointed to Enquire into the Application of Iron to Railway Structures, Command Paper No. 1123. London: His Majesty's Stationery Office.
- [6] Braithwaite, F. (1854) on the fatigue and consequent fracture of metals. Proceedings of the Institute of Civil Engineers, London 13, 463-75.
- [7] Wöhler, A. (1860) Versuche uber die Festigkeit der Eisenbahnwagennachsen. Zeitschrift fur Bauwesen 10; English summary (1867). Engineering 4, 160-1.
- [8] Fairbairn, W. (1864) Experiments to determinate the effect of the impact, vibratory action, and long continued changes of load on wrought iron girders. Philosophical Transactions of the Royal Society, London 154-311.
- [9] Gerber, H. (1874) Bestimmung der zulassigen Spannungen in Eisen-konstrucionen. Zeitschrift des Bayerischen Architekten und Ingenieur- Vercins 6, 160-1.
- [10] Goodman, J. (1899) Mechanics Applied to Engineering. London: Longmans Green.
- [11] Humfrey, J.C. y Ewing, J.A. (1903) The fracture of methals under rapid alterations of stress. Philosophical Transactions of the Royal Society, London A200, 241-50.
- [12] Bairstow, L. y Basquin, O.H. (1910) The exponensial law of endurance test. Proceedings of the American Society for testing and Materials 10, 625-30.
- [13] Guillet, A. (1910) Intervetion de l' amortissenrdans l' essai des fers. Revue des Métall. Memories, pp. 885.
- [14] Boudnard, O. (1911) Essai des métaux par amortissement de leurs vibrations. Memories de la Societe 'd Encouragement á l'industrie Nationale, pp. 545.
- [15] Moore, H.F. y Seeley, F.B. (1915) The failure of metals under repeated stress. Proceedings of the American Society for testing and Materials 15, part 2, 437-66.

- [16] Smith, J.H. y Wedgwood, G.A. (1915) Stress strain loops for steel in the cyclic state. *Journal of the Iron and Steel Institute* 91, 365-95.
- [17] Ludwik, P. (1919) über die änderung der festigkeitseigenschaften der metalle bei wechselnder beanspruchung. *Zeitschrift für Metallkunde* 11. 157- 68.
- [18] Gough, H.J. y Hanson, D. (1923) The behavior of metals subjected to repeated stress. *Proceedings of the Royal Society, London A104*, 535-65.
- [19] Jenkin, C.F. (1923) The fatigue failure of metals. *Proceedings of the Royal Society, London A103*, 121- 38.
- [20] Masing, G. (1926) Eigenspannungen und verfestigung beim messing. In *proceeding of the Second International Conference of Applied Mechanics*, pp. 332-5. Zurich.
- [21] Soderberg, C.R. (1939) Factor of safety and working stress. *Transactions of the American Society of Mechanical Engineers* 52, 13-28.
- [22] Palmgreen, A. (1924) Die Lebensdauer von Kullagern. *Zeitsch des Vereins Dutscher Ingennieure* 68, 339-41.
- [23] Miner, M. A. (1945) Cumulative damage in fatigue. *Journal of Applied Mechanics* 12, 159-64.
- [24] Worden, C. O. y Zappfe, C. A. (1951) Fractographic registrations of fatigue. *Transactions of the American Society of Metals* 43, 958- 69.
- [25] Forsyth, P. J. E. y Ryder, D. A. (1960) Fatigue Fracture. *Aircraft Engineering* 32, 96-9.
- [26] Matthew P. Szolwinski y Thomas N. Farris (1995) *Mechanics of fretting fatigue crack formation*, School of Aeronautics and Astronautics, Purdue University, West Lafayette, IN, USA
- [27] Matthew P. Szolwinski y Thomas N. Farris (1997) *Observation, analysis and prediction of fretting fatigue in 2024-T351 aluminum alloy*, 1282 Grissom Hall, School of Aeronautics and Astronautics, Purdue University, West Lafayette, IN 47907-1282 USA
- [28] M. P Szolwinski, J. F. Matlik y T. N Farris (1999) *Effects of HCF loading on fretting fatigue crack nucleation*, Department of Mechanical Engineering, Aeronautical Engineering and Mechanics, Rensselaer Polytechnic Institute, Jonsson Engineering Center, Troy, NY 12180-3590, USA
- [29] D. R. Swalla y R. W. Neu (2001) *Influence of coefficient of friction on fretting fatigue crack nucleation prediction*, The George W. Woodruff School of Mechanical Engineering, Georgia Institute of Technology, 801 First Avenue, Atlanta, GA 30332-0405, USA
- [30] J. A. Araújo y D. Nowell (2001) *The effect of rapidly varying contact stress fields on fretting fatigue*, Department of Mechanical Engineering, Federal University of Brasília, Brasília 70919-900, Brazil
- [31] S. Malkin, D. P. Majors y T. H. Courtney (2003) *Surface effects during fretting fatigue of Ti-6Al-4V*, Department of Mechanical Engineering, The University of Texas, Austin, Texas U.S.A.

- [32] Wei Siang Sum, Edward J. Williams, Sean B. Leen (2004) Finite element, critical-plane, fatigue life prediction of simple and complex contact configurations, School of Mechanical, Materials and Manufacturing Engineering, University Technology Centre in Gas Turbine Transmission Systems, University of Nottingham, University Park, Nottingham NG7 2RD, UK
- [33] Masahiro Jono (2004) Fatigue damage and crack growth under variable amplitude loading with reference to the counting methods of stress-strain ranges, Department of Mechanical Engineering and Systems, Osaka University, 2-1 Yamadaoka, Suita, Osaka 565-0871, Japan
- [34] T. Kasarekar, Farshid Sadegh y Spyros Tseregounis (2007) Fretting fatigue of rough surfaces, School of Mechanical Engineering, Purdue University, West Lafayette, IN 47906, United States.
- [35] Ran Guo, Rui-Chun Duan, Gerard Mesmacque, Lixiang Zhang, Abdelwaheb Amrouche y Rongxin Guo (2007) Fretting fatigue behavior of riveted Al 6XXX components, Kunming University of Science and Technology, Yunnan, China.
- [36] Walkowicz, J, Smolik, J, y coaut. Duplex surface treatment of moulds for pressure casting of aluminium, *Surface and Coatings Technology*, (1997), vol. 97, pp. 453-464.
- [37] Du, M.L, Chiang, F.P, The effect of static tensile strain on fatigue failure – An experimental study using laser speckles, *International Journal of Fatigue*, (1998), vol. 20, pp. 331-338.
- [38] Sjodahl, M, Some recent advances in electronic speckle photography, *Optics and Lasers in Engineering*, (1998), vol. 29, pp. 125-144.
- [39] Johnson, P, Strain field measurements in industrial applications using dual-beam digital speckle photography, *Optics and Lasers in Engineering*, (1998), vol. 30, pp. 421-431.
- [40] Li, G, Li, X, Wu, J, Study of the thermal fatigue crack initial life of H12 and H21 steels, *Journal of Materials Processing Technology*, (1998), vol. 74, pp. 23-26.
- [41] Weronki, A, Hejwowski, T, *Thermal Fatigue of Metals*, Marcel Dekker Inc., (1999).
- [42] Hisham, A, The deduction of friction-induced temperatures for thermal strain measurements in the dry sliding of metallic pairs, *International Journal of Thermal Sciences*, (1999), vol 38, pp. 160-174.
- [43] Beynon, JH, Finite-element modelling of thermomechanical processing, *Philosophical transactions. Mathematical, physical, and engineering sciences*, (1999), vol. 357, no. 1756, pp. 1573.
- [44] Kato, A, Detection of fatigue damage in steel using laser speckle, *Optics and Lasers in Engineering*, (2000), vol. 33, pp. 323-333.
- [45] Li, G, Wu, J, Jiang, Y, Li, G, The nucleation and propagation of a thermal fatigue crack in 4Cr2NiMoV steel, *Journal of Materials Processing Technology*, (2000), vol. 100, pp. 63-66.
- [46] Naeem, M, Singh, R, Probert, D, Implications of engine's deterioration upon an aero-engine HP turbine blade's thermal fatigue life, *International Journal of Fatigue*, 2000, vol. 22, pp.147-160.

- [47] Zuchowski, R, Analysis of the thermal fatigue process, *Journal of Materials Processing Technology*, (2000), vol. 106, pp. 167-172.
- [48] Lousa, A, Romero, J, y coaut, Multilayered chromium/chromium nitride coatings for use in pressure die-casting, *Surface and Coatings Technology*, (2001), vol. 146-147, pp. 268-273.
- [49] Gulizia, S, Jahedi, M.Z, Doyle, E.D, Performance evaluation of PVD coatings for high pressure die casting, *Surface and Coatings Technology*, (2001), vol. 140, pp. 200-205.
- [50] Navinsek, B, Panjan, P, Gorenjak, F, Improvement of hot forging manufacturing with PVD and DUPLEX coatings, *Surface and Coatings Technology*, (2001), vol. 137, 255-264.
- [51] Pellizzari M., Molinari A. and Straffelini G., Thermal fatigue resistance of plasma duplex-treated tool steel, *Surface and Coatings Technology*, 2001, vol. 142-144, pp. 1109-1115.
- [52] Christ, H. J; Jung, A. Maier, H. J. y Teturuk, R. (2002) Thermomechanical fatigue – Damage mechanisms and mechanism-based life prediction methods, Institut fur Werkstofftechnik, Universit ¨ at Siegen, D-57068 Siegen, Germany.
- [53] Molinari, A, Tremea, M, Pellizari, M, Biggi, A, Corbo, G, High speed steels for hot rolls with improved impact and thermal fatigue resistance, *Materials Science and Technology*, (2002), vol. 18, pp. 1574-1580.
- [54] Zhang, Delagnes, D, Bernhart, G, Tempering effect on cyclic behaviour of a martensitic tool steel, 6th International Tooling Conf. Proc., (2002), Karstlad, Sweden, pp. 687-720.
- [55] Caliskanoglu, D, Siller, I, Ebner R, Thermal fatigue and softening behavior of hot work tool steels, 6th International Tooling Conf. Proc., (2002), Karstlad, Sweden, pp. 707-706.
- [56] Sjostrom, J, Bergstrom, J, Evaluation of the cyclic behaviour during high temperature fatigue of hot work tool steels, 6th International Tooling Conf. Proc., (2002), Karstlad, Sweden, pp. 721-736.
- [57] Panjan P, Urankar I, Navinsek B, Tercelj M, Turk R, Cekada M, Leskovsek V, Improvement of hot forging tools with duplex treatment, *Surface and Coatings Technology*, 2002, 151 –152, pp. 505–509.
- [58] Pellizzari, M, Molinari, A, Straffelini, G, Damage mechanisms in duplex treated hot work tool steel under thermal cycling, *Surface Engineering*, (2002), vol. 18, pp. 289-298.
- [59] Klimek, K.S, Ahn, H, Seebach, y coaut, Duplex process applied for die-casting and forging tools, *Surface and Coatings Technology*, (2003), vol. 174-175, pp. 677-680.
- [60] C. Mitterer, F. Holler, D. Reitberger, E. Badisch y M. Stoiber, Industrial applications of PACVD hard coatings, *Surface and Coatings Technology*, (2003), vol. 163-164, pp. 716-722.
- [61] Pellizzari, M, Molinari, G, Straffelini, G, Thermal fatigue resistance of gas and plasma nitrided 41CrAlMo7 steel, *Materials Science and Engineering A*, (2003), vol. 325, pp. 186-194.
- [62] Sandstrom, R; Andersson, HCM, Modelling of Hysteresis Loops During Thermomechanical Fatigue, *ASTM Special Technical Publication*, (2003), vol. 1428, pp. 31-44.

- [63] Puigcorbe, A, Vila, A, Morante, J.R, Thermal fatigue modeling of micromachined gas sensors, *Sensors and Actuators B*, (2003), vol. 95, pp. 275-281.
- [64] Zhu, Q, Abbod, M.F, Talamantes-Silva, J, Sellars, C.M, Linkens, D.A, Beynon J.H, Hybrid modelling of aluminium-magnesium alloys during thermomechanical processing in terms of physically-based, neuro-fuzzy and finite element models, *Acta Materialia*, (2003), vol. 51, no. 17, pp. 5051-5062.
- [65] Srivastava, A, Joshi, V, Shivpuri, R, Computer modeling and prediction of thermal fatigue cracking in die-casting tooling, *Wear*, (2004), vol. 256, pp. 38-43.
- [66] Smolik, J, Gulde, M, Walkowicz, J, Suchanek, J, Influence of the structure of the composite: 'nitraded layer/PVD coating' on the durability of forging dies made of steel DIN-1.2367, *Surface and Coatings Technology*, (2004), vol. 180-181, pp. 506-511.
- [67] Thomas, J.J, Verger, L, Bignonnet, A, Charkaluk, E, Thermomechanical design in the automotive industry, *Fatigue Fract Engng Struct*, (2004), vol. 27, pp. 887-895.
- [68] Persson, A, Hogmark, S, Bergstrom, J, Temperature profiles and conditions for thermal fatigue cracking in brass die casting dies, *Journal of Materials Processing Technology*, (2004), vol. 152, pp. 228-236.
- [69] Persson, A, Strain-based approach to crack growth and thermal fatigue life of hot work tool steels, *Scandinavian Journal of Metallurgy*, (2004), vol. 33, pp. 53-54.
- [70] Shahryar Shareef y Douglas R. Schmitt, Point load determination of static elastic moduli using laser speckle interferometry, *Optics and Lasers in Engineering*, (2004), vol. 42, pp. 511-527.
- [71] Kerezsi, B.B, Price, J.W.H, Ibrahim, R.N, Using S-N curves to analyse cracking due to repeated thermal shock, *Journal of Materials Processing Technology*, (2004), vol. 145, pp. 118-125.
- [72] Sjoström, J, Bergstrom, J, Thermal fatigue testing of chromium martensitic hot-work tool steel after different austenitizing treatments, *Journal of Materials Processing Technology*, (2004), vol. 153-154, pp. 1089-1096.
- [73] Persson, A, Hogmark, S, Bergstrom, J, Simulation and evaluation of thermal fatigue cracking of hot work tool steels, *International Journal of Fatigue*, (2004), vol. 26, pp. 1095-1107.
- [74] Molinari, M, Pellizari, A, Tremea, M, Biggi, A, Corbo, G, Effect of microhardness on thermal fatigue behaviour of spincast high speed steels for hot rolls, *Materials Science and Technology*, (2005), vol. 21, pp. 352-356.
- [75] Sudret, B, Guede, Z, Probabilistic assessment of thermal fatigue in nuclear components, *Nuclear Engineering and Design*, (2005), vol. 235, pp. 1819-1835.
- [76] Mercado-Solis, R.D, Beynon, J.H, Simulation of thermal fatigue in hot strip mill work rolls, *Scandinavian Journal of Metallurgy*, (2005), vol. 34, pp. 175-191.

- [77] Persson, A, Hogmark, S, Bergstrom, J, Thermal fatigue cracking of surface engineered hot work tool steels, *Surface and Coatings Technology*, (2005), vol. 191, pp. 216-227.
- [78] Dobrzanski, L.A, Polok, M, Adamiak, M, Structure and properties of wear resistance PVD coatings deposited onto X37CrMoV5-1 type hot work steel, *Journal of Materials Processing Technology*, (2005), vol. 164-165, pp. 843-849.
- [79] Abbod, MF; Zhu, Q; Linkens, DA; Sellars, CM; Mahfouf, M, Hybrid models for aluminium alloy properties prediction, *Control Engineering Practice*, (2006), vol. 14, no. 5, pp. 537-546.
- [80] Montemayor de la Garza, K, Diseño de una máquina para ensayos de fatiga térmica, Tesis de Licenciatura, Universidad Autónoma de Nuevo Leon, (2006).
- [81] Cruz Z. Cristóbal y Órdenes M. Ricardo (2006) Fatiga Termomecánica en Materiales Compuestos: Fibras Cerámicas en Matrices de Metales Livianos, Universidad de Chile, Facultad de Ciencias Físicas y Matemáticas, Departamento de Ingeniería Mecánica.
- [82] Quiñones-Salinas, M.A, Mercado-Solís, R.D, The development of a new test rig to study thermal shock/fatigue resistance of tool steels, *Materials Science and Technology (MS&T): Fundamentals and characterization*, (2006), vol. 1, pp. 557-564.
- [83] Armengol, S (2006) Caracterización microestructural y mecánica de barreras térmicas por APS y EB-PVD degradadas por fatiga térmica y mecánica. Universitat Politècnica de Catalunya. Departament de Ciència dels Materials i Enginyeria Metal·lúrgica.
- [84] Armengol, S, Gaillard, Y, Anglada, M. (2007) Efectos de la fatiga térmica en barras térmicas depositadas por APS. Dpto. Ing. de Materiales, Universidad Simón Bolívar, Sartenejas, Caracas, Venezuela, Departamento de Ingeniería de Materiales, Departamento de Ingeniería, Universidad Politècnica de Catalunya, Barcelona, España.
- [85] Mercado-Solis, R.D, Talamantes-Silva, J, Beynon, J.H, Hernandez-Rodriguez, M.A.L, Modelling surface thermal damage to hot mill rolls, *Wear*, (2007), vol. 263, pp. 1560-1567.
- [86] Quiñones Salinas, M.A, Desarrollo de una metodología para ensayos de fatiga térmica, Tesis de maestría, Universidad Autónoma de Nuevo Leon, (2007).
- [87] Quiñones-Salinas M.A, Barragan-Serna, I.A, Mercado-Solis, R.D, Hernandez-Rodriguez, M.A.L, A novel apparatus for thermal fatigue testing of metals, submitted to *ASTM Journal of Testing and Evaluation* (2007)..
- [88] Barragan-Serna, I.A, Quiñones-Salinas, M.A, Mercado-Solis, R.D, Hernandez-Rodriguez, M.A.L, Influence of microstructure and mechanical properties on the thermal fatigue behaviour of an AISI H13 tool steel, submitted to *Journal of Materials Engineering and Performance* (2007).
- [89] Rabal, H, Braga, R.A, Dynamic laser speckle and applications (*Optical Science and Engineering Series*), (2008), CRC Publishing.

- [90] Barsom J. M, Rolfe S. T. (1987) Fracture and fatigue control in structures, applications to fracture mechanics, Prentice Hall Inc. New Jersey EU.
- [91] Suresh S. (1991) Fatigue of Materials, Cambridge University Press.
- [92] Sieter G. E. (1998) Mechanics Metallurgy. Mc Graw Hill Metric editions.
- [93] Harvey J. F. (1974) Theory and design of modern pressure vessels., Van Nostrand Reinhold.
- [94] Broek, D. (1982) Elementary Engineering Fracture Mechanics. Martinus Nijhoff Publishers.
- [95] Wilems N. Easley J. T, Rolfe S. T. (1948) Resistencia de materiales. Mc Graw Hill.
- [96] Torres J., (1993) Fatiga Clásica y Mecánica de Fractura bajo Fatiga. Informe No. 44199 Departamento de mecánica Instituto de investigaciones Electricas.
- [97] Ortiz T., (1993) Análisis de la mecánica de la fractura bajo fatiga. Tesis profesional ENEP Aragón UNAM, México.
- [98] CBI Nuclear Company. (1973) Analysis of the HPCS nozzle, 201 BWR Wessel.
- [99] Collins, J.A. (1981) Failure of Materials in Mechanical Design John Wiley & Sons, New York.
- [100] H. J. Tapsell (1950) Fatigue at High temperatures, simposium of high temperature steels and alloys for gas turbines, Iron steel institute.
- [101] T. J. Dolan (1952) "How can we appraise metals for high temperature service?" Metal progresse.
- [102] W.J. Trapp and R. T. Schwartz, "Elevated-temperature fatigue properties of SAE 4340 Steel" WADC TR 52-325 (Diciembre 1952).
- [103] Code case N-47-23 American Society of Mechanical Engineers (1986)
- [104] S.S. Mason, G.R. Halford, and M. H. Hirschberg, Creep-Fatigue Analysis by strain-range partitioning.
- [105] J.F. Saltsman and G.R. HALFORD "An up-date on the total strain version of SRP" ASTM STP 942 low cycle fatigue directions for the future.
- [106] J.L. Chaboche, continuous damage mechanics: a tool to describe phenomena before crack initiation Vol. 64 (1981) p233-247.
- [107] R.M. Curran and B.M. Wudt (1976), Continuation of a study of low cycle fatigue and creep interaction in steels at elevated temperatures. American society of mechanical engineers.
- [108] ASM Handbook Mechanical testing evaluation, vol. 8 (Primera impresión Octubre 2000)
- [109] Proposed standard test method for strain controlled Thermomechanical fatigue testing by ASTM Thermomechanical fatigue task group. E08-05-0. American Society for Testing materials (1999).
- [110] R. Neu and H. Schitoglu, (1988) Thermo-mechanical fatigue oxidation, creep. Part II.
- [111] J.F. Saltsman and G.R. Halford (1988) Life prediction of Thermomechanical fatigue using the total strain version of strain range partitioning (SRP) – a proposal. NASA TP-2779

[112] G.R. Halford, M.A. McGraw, R.C. Bill, and P.D. Fanti (1988) “Bithermical Fatigue a link between isothermal and Thermomechanical fatigue”

[113] J. Apraiz Barreiro, tratamientos térmicos de los aceros, Editorial LIMUSA 9na. Edición (1997).

[114] K. E. Thelning, Steel and its heat treatment. 2nd ed., Butterworths, London, (1984).

[115] G. Kraiss. Steels: Heat treatment and processing principles, ASM Int., Materials Park, OH (1990).

[116] E. S. Davenport, Heat treatment of steel by direct transformation from austenite, Steel, (1937).

[117] ASM Handbook 9th ed., Vol. 4 Heat treating. ASM int Materials Park, OH (1991).

[118] George E. Totten, Maurice A. H. Howes, Steel Heat Treatment Handbook (1997).

[119] Metals Handbook Vol. 7 “Atlas of Microstructures of Industrial Alloys, 8th Edition, American Society for Metals.

[120] Estrada A. I. Saucedo Proyecto de tesis “Propagación de grietas térmicas en aceros con diferentes tratamientos térmicos y termoquímicos”