



INSTITUTO POLITECNICO NACIONAL

**ESCUELA SUPERIOR DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
SECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO E INVESTIGACIÓN**

**“ANÁLISIS DE ESFUERZOS RESIDUALES Y
TENACIDAD A LA FRACTURA EN ACEROS
APLICADOS A RESORTES AUTOMOTRICES”**

T E S I S

QUE PARA OBTENER EL GRADO DE

**DOCTOR EN CIENCIAS
EN INGENIERÍA MECÁNICA**

P R E S E N T A:

M. EN C. LUIS GABRIEL BERMUDEZ RODRÍGUEZ

DIRIGIDA POR:

**DR. GUILLERMO URRIOLAGOITIA SOSA
DR. CHRISTOPHER RENÉ TORRES SAN MIGUEL**



MÉXICO, D.F.

JUNIO DE 2015.

Resumen

El presente trabajo de investigación se basó principalmente en el conocimiento de los defectos y grietas que pueden desarrollar los elementos mecánicos y estructuras de manera ineludible desde su fabricación, por lo que se dirigió la atención en investigar el fenómeno del fallo del componente por medio de la fractura. En este trabajo se tiene como objetivo general determinar el efecto de los tratamientos térmicos en la manufactura de resortes, ya que dichos componentes son sometidos a diversos procesos de manufactura para llegar a la forma deseada, cada uno de dichos procesos de manufacturan inducen esfuerzos residuales o endurecimiento por deformación, los cuales influyen en forma benéfica o detrimental en la vida útil del componente mecánico.

En el primer capítulo se presentan algunos trabajos previos relacionados con el estudio de la magnitud y distribución del campo de esfuerzos residuales, mismos que se realizaron de forma analítica, numérica y experimental. También, se presentan trabajos en los que se relacionan los esfuerzos residuales con la resistencia a la fatiga que es donde se presenta el efecto más significativo de los esfuerzos residuales y finalmente se plantea la problemática de la generación de esfuerzos residuales en el proceso de manufactura de resortes automotrices.

En el segundo capítulo fueron definidos los esfuerzos residuales, como se generan y los efectos que producen en el material, ya que influyen el comportamiento mecánico del componente debido a que se adicionan a las cargas aplicadas en el material. Además se describe la clasificación de los esfuerzos residuales por algunos autores y los principales métodos de medición de los esfuerzos residuales en el área de ingeniería.

En el tercer capítulo se describen los tipos de resortes que existen en la industria y el mercado, enfatizando en los resortes helicoidales de compresión; de igual manera se describen los métodos clásicos de análisis y cálculo de resortes espirales a compresión. Se destacan los factores que afectan a la resistencia a la fatiga de los resortes helicoidales y su relación con los tratamientos térmicos aplicados a los resortes. Finalmente, se describen los aspectos más importantes en los tratamientos mecánicos empleados en los resortes como el

granallado, ya que los esfuerzos residuales de compresión introducidos por el granallado aumentarán sensiblemente la duración de vida de los resortes.

El cuarto capítulo abordó temas relacionados al fenómeno de la fractura, enfatizando que esta es una disciplina que estudia el comportamiento de estructuras que contienen grietas u otros pequeños defectos y son sometidas a cargas. Se explicó la concentración de esfuerzos, el factor de concentración de esfuerzos, el criterio de *Griffith*, el factor de intensidad de esfuerzos y los principios de la Mecánica de la Fractura Lineal Elástica (MFLE). Es importante mencionar que los efectos de los tratamientos térmicos en estos resortes fueron evaluados en 2 fases. En la primera fase se analiza el proceso de fabricación de resortes automotrices tipo *Doble Pig-Tail*, mediante un mapa de proceso con la finalidad de revisar las condiciones de operación y características del producto. Posteriormente mediante un *Diagrama de Pareto* se estratifican las operaciones con mayor número de incidencias y se determina la problemática a resolver. En la segunda fase se caracteriza el acero AISI 9254 con diferentes condiciones de tratamiento térmico mediante ensayos de tenacidad a la fractura por microindentación *Vickers*, ensayos de tenacidad a la fractura bajo la norma ASTM-E399 y ensayos de tensión para evaluar su resistencia y vida útil. Finalmente se realiza el estudio fractográfico del comportamiento del material a diferentes temperaturas y tiempos de permanencia en horno.

El capítulo cinco aborda las características principales del acero AISI 310L en diferentes condiciones de tratamiento térmico, con la finalidad de observar la alta precipitación de carburos y cambios drásticos en la dureza y resistencia a la cedencia. Con ello se observó el comportamiento mecánico mediante ensayos de tensión, dureza, microscopía óptica, difracción de rayos x y análisis químico. Entre los resultados se encuentra el incremento a la resistencia a la cedencia en este acero debido a la dilución de los carburos obtenidos y a los tiempos que se tiene el material calentándose. La dureza se incrementó conforme el tiempo de permanencia del material provocando precipitación de carburos de Cromo y presentando una mayor fragilidad.

El último capítulo describe el diseño de un horno de tratamientos térmicos tipo tubular con atmósfera controlada, que tiene como finalidad desarrollar tratamientos térmicos *in-situ* en el cumplimiento de los requisitos de la norma *NMX-D-305, 2009* para muelles de suspensión en vehículos automotores. Con el horno mencionado, se trabajó a altas temperaturas (800-1200°C), tiempo de operación largos (2-8h) y atmósferas controladas para estudiar las propiedades de aceptación de los resortes automotrices. Entre los resultados cabe destacar un sistema de sellado eficaz, presión controlada y capacidad de operar en atmósferas corrosivas, así como asegurar un mantenimiento eficaz, flexible, y de bajo costo.

Finalmente en este trabajo de tesis, se exponen las conclusiones que se obtuvieron de esta investigación, una propuesta de trabajo futuro y anexos.

Abstract

This research was mainly based on knowledge of the defects and cracks that may develop mechanical components and structures inescapably from manufacturing, so attention to investigate the phenomenon of component failure addressed through fracture. This paper has the general objective to determine the effect of heat treatment in the manufacture of springs, as these compounds are subjected to various manufacturing processes to reach the desired shape, each of these processes manufacture induce residual stresses or hardening, which beneficially influence or detrimental to the life of the mechanical component.

In the first chapter some preliminary work related to the study of the magnitude and distribution of residual field, efforts were made themselves analytical, numerical and experimental occur. Jobs that residual stresses are related fatigue resistance which is where the most significant effect of residual stresses and finally presents the problem of the generation of residual stresses arise in the manufacturing process also exhibit automotive springs.

In the second chapter they were defined residual stresses, such as are generated and the effects produced in the material, since they influence the mechanical behavior of the component because it added to the loads applied to the material. Also the classification of residual stresses

Análisis de esfuerzos residuales y tenacidad a la fractura en aceros aplicados a resortes automotrices

by some authors and the main methods of measuring residual stress in the area of engineering is described.

In the third chapter the types of springs that exist in the industry and market, emphasizing the helical compression springs are described; just as the classical methods of analysis and calculation of compression coil springs are described. Factors affecting fatigue resistance of the coil springs and their relationship to the heat treatments applied to the springs stand. Finally, we describe the most important aspects in mechanical treatments used in the springs as blasting, as the compressive residual stresses introduced by blasting substantially increase the life of the springs.

The fourth chapter addressed issues related to the phenomenon of fracture, stressing that this is a discipline that studies the behavior of structures containing cracks or other small defects and are subject to charges. The concentration of efforts, the stress concentration factor, *Griffith* criterion, the stress intensity factor and the principles of *Fracture Mechanics Linear Elastic* (LEFM) explained. It is noteworthy that the effects of heat treatments in these springs were evaluated in two stages. In the first phase of the manufacturing process of automotive *springs double pig-Tail* is analyzed through a process map in order to check the operating conditions and product features. Subsequently by Pareto operations with the highest number of incidents and problems are laminated is determined to solve. In the second phase *AISI 9254* steel is characterized with different heat treatment conditions by testing the fracture toughness by Vickers microhardness assays fracture toughness under the standard *ASTM-E399* and tensile tests to assess their strength and lifespan. Finally Fractographic material behavior study performed at different temperatures and oven residence times.

The last chapter describes the design of a tubular furnace heat treatment with controlled atmosphere, which aims to develop in-situ thermal treatment in compliance with the requirements of the *NMX-D-305* standard 2009 spring suspension vehicles automotive. With the oven mentioned, we worked at high temperatures (800-1200°C), long operating time (2-8h) and controlled atmospheres to study the properties of acceptance of automotive springs.

The results include an effective sealing, controlled pressure and ability to operate in corrosive atmospheres, as well as ensuring an effective, flexible, maintenance, and low cost.

Finally, in this thesis, the conclusions drawn from this research, a proposal for future work and annexes are exposed.

ÍNDICE GENERAL

RESUMEN	i
ABSTRACT	iii
ÍNDICE GENERAL	vi
ÍNDICE DE FIGURAS	x
ÍNDICE DE TABLAS	xiv
OBJETIVO	xvi

CAPÍTULO I ESTADO DEL ARTE

I.1.- Introducción	2
I.2.- Investigaciones sobre esfuerzos residuales	4
I.3.- Planteamiento del problema	11
I.4.- Sumario	12
I.5.- Referencias	12

CAPÍTULO II ESFUERZOS RESIDUALES

II.1.- Generalidades	17
II.2.- Definición de los esfuerzos residuales	17
II.3.- Clasificación de los esfuerzos residuales	20
II.4.- Causas de los esfuerzos residuales	21
II.5.- Efectos de los esfuerzos residuales	21
II.6.- Métodos de medición de esfuerzos residuales	24
II.6.1.- Métodos destructivos	25
II.6.1.1.- Método de respuesta de grieta (Crack Compliance Method)	26
II.6.1.2.- Método de Sachs	26
II.6.1.3.- Método sobre curvatura	27
II.6.2.- Métodos semi destructivos	28
II.6.2.1.- Método de barreno (Hole Drilling)	28
II.6.2.2.- Método del barreno profundo (Depth Hole Method)	29
II.6.2.3.- Método del anillo anular (Ring Core)	30

II.6.3.- Métodos no destructivos	30
II.6.3.1.-Método de difracción de rayos X	31
II.6.3.2.- Método de difracción de neutrones	32
II.6.3.3.- Método ultrasónico o acústico	33
II.6.3.4.- Método electromagnético (Ruido de Barkhausen)	33
II.7.- Selección del método de medición de esfuerzos residuales	33
II.8.- Sumario	36
II.9.- Referencias	36
CAPÍTULO III RESORTES	
III.1.- Generalidades	40
III.2.- Tipos de resortes	41
III.2.1.- Resortes de compresión	41
III.2.1.1.-Resorte helicoidal cilíndrico de compresión	42
III.3.- Configuración de resortes helicoidales en compresión	43
III.4.- Extremos de los resortes helicoidales de compresión	46
III.5.- Esfuerzos en resortes helicoidales de alambre redondo	48
III.6.- Esfuerzos de cálculo y esfuerzos del resorte considerado cerrado	52
III.7.- Constante de un resorte	53
III.8.- Deformación de resortes helicoidales de alambre redondo	53
III.9.- Factores que afectan a la resistencia a la fatiga de los resortes helicoidales	54
III.10.- Materiales empleados en resortes helicoidales	57
III.11.- Tratamientos térmicos en resortes	60
III.11.1.- Temple	60
III.11.2.- Revenido	61
III.11.3.- Influencia del aceite en el tratamiento térmico de los resortes	62
III.12.- Tratamientos mecánicos	64
III.12.1.- Pre-esforzado/asentamiento	64
III.12.2.- Granallado	64
III.13.- Sumario	65
III.14.- Referencias	65

CAPÍTULO IV TENACIDAD A LA FRACTURA

IV.1.- Introducción	70
IV.2.- La mecánica de la fractura	72
IV.2.1.- Tipos de fractura	73
IV.3.- Concentración de esfuerzos	75
IV.3.1.- Factor de concentración de esfuerzos	76
IV.4.- El criterio de Griffith	78
IV.5.- Factor de intensidad de esfuerzos	80
IV.6.- Tenacidad a la fractura	81
IV.6.1.- Hipótesis de la MFLE	81
IV.7.- Metodología sobre la evaluación experimental	82
IV.7.1.- Plan metodológico	82
IV.7.2.- Primera fase	82
IV.7.3.- Segunda fase	86
IV.8.- Caracterización del acero AISI 9254	87
IV.8.1.- Medición de dureza	87
IV.8.2.- Ensayos de tenacidad a la fractura	93
IV.8.3.- Evaluación de la tenacidad a la fractura por ensayo de flexión de 3 puntos	99
IV.8.4.- Pruebas de tensión	105
IV.8.5.- Análisis de la superficie de fractura	111
IV.9.- Sumario	115
IV.10.- Referencias	115

CAPITULO V ESFUERZOS RESIDUALES EN ACERO INOXIDABLE

V.1.- Introducción	118
V.2.- Elementos aleantes	119
V.3.- Precipitación de carburos	120
V.4.- Límites de grano en la precipitación	120
V.5.- Precipitación intergranular	121
V.6.- Metodología de la caracterización	121

Índice general	ix
V.7.- Ensayo de tensión axial	122
V.8.- Ensayo de dureza	122
V.9.- Microscopía óptica	123
V.10.- Evaluación por medio de rayos X	125
V.11.- Comportamiento con microgrieta	127
V.11.1.- Corroboración experimental	128
V.12.- Sumario	133
V.13.- Referencias	133
CAPÍTULO VI SISTEMA DE TRATAMIENTO TÉRMICO TUBULAR	
VI.1.- Métodos de ensayo en la manufactura de resortes automotrices	137
VI.2.- Limitantes en el análisis de muestras	138
VI.3.- Sistemas de tratamientos térmicos tubulares	139
VI.4.- Consideraciones para el diseño de un sistema tubular de tratamientos térmicos	140
VI.5.- Diseño del sistema tubular de tratamientos térmicos	141
VI.6.- Desempeño del prototipo	147
VI.7.- Cálculo de la exactitud del sistema tubular	150
VI.8.- Caracterización microestructural	152
VI.9.- Conclusiones del sistema tubular de tratamientos térmicos	152
IV.9.- Sumario	153
IV.10.- Referencias	153
CONCLUSIONES Y TRABAJO FUTURO	156
ANEXOS	

ÍNDICE DE FIGURAS**CAPÍTULO I**

- Figura I.1.- Fallas súbitas por diseño mecánico 2
- Figura I.2.- Macrografía de rotura del extremo de un resorte, superficie interior 3

CAPÍTULO II

- Figura II.1.- Esfuerzos residuales generados en el proceso de conversión del material 18
- Figura II.2.- Método de respuesta de grieta empleando galgas extensométricas 26
- Figura II.3.- Método de *Sachs* para medir esfuerzos residuales en cilindros 27
- Figura II.4.- Posición de galgas rectangulares en roseta 29
- Figura II.5.- Representación esquemática del método del barreno profundo 29
- Figura II.6.- Difractómetro de rayos-X 31

CAPÍTULO III

- Figura III.1.- Clasificación de resortes 40
- Figura III.2.- Resorte helicoidal de compresión con alambre redondo, cuadrado y ovalado 42
- Figura III.3.- Resorte helicoidal de compresión con paso uniforme y variable 43
- Figura III.4.- Nomenclatura para resortes helicoidales 44
- Figura III.5.- Ángulo de paso, α 45
- Figura III.6.- Longitudes de los resortes de compresión 46
- Figura III.7.- Extremos de resortes de compresión 48
- Figura III.8.- Valores de los factores de corrección de esfuerzo para resortes helicoidales, de tensión o compresión de alambre redondo 50
- Figura III.9.- Superposición de esfuerzos en un resorte helicoidal 51
- Figura III.10.- Efecto de los esfuerzos residuales 56

CAPÍTULO IV

- Figura IV.1.- Rotura del petrolero Schenectady 71

Índice de figuras	xi
Figura IV.2.- Fractura de la chapa del ala de un jet de pasajeros	71
Figura IV.3.- Fractura frágil en un componente automotriz	74
Figura IV.4.- Fractura dúctil	75
Figura IV.5.- Placa bidimensional que contiene una grieta sujeta a una fractura uniforme tensil alejada de la grieta	76
Figura IV.6.- Cavidad elíptica de un medio bidimensional bajo un esfuerzo uniforme, σ alejado de la cavidad	77
Figura IV.7.- Estratificación de la problemática en la manufactura de resortes	85
Figura IV.8.- Micrografía de indentación <i>Rockwell C</i> en acero AISI 9254 sin tratamiento térmico	88
Figura IV.9.- Micrografía de indentación <i>Rockwell C</i> en acero AISI 9254 tratado térmicamente	88
Figura IV.10.- Micrografías	89
Figura IV.11.- Proceso de temple	90
Figura IV.12.- Microestructura del AISI 9254, aceite a 80°C con fuerte agitación	92
Figura IV.13.- Microestructura del AISI 9254 revenido a 450°C, 30 min	93
Figura IV.14.- Dureza <i>Vickers</i>	94
Figura IV.15.- Micrografía por MEB de indentaciones en acero AISI 9254, templado a 100x	94
Figura IV.16.- Micrografías con presencia de microgrietas en probeta número 3 del AISI 9254 en condición de temple	96
Figura IV.17.- Criterio de medición para determinar el valor de <i>c</i>	96
Figura IV.18.- Dimensiones de probetas para el ensayo de tres puntos	100
Figura IV.19.- Dispositivo de carga	101
Figura IV.20.- Esquema del ensayo de flexión de tres puntos	101
Figura IV.21.- Máquina <i>Instron</i> modelo 1125 con aditamentos para ensayo de tres puntos	102
Figura IV.22.- Carga vs desplazamiento para los especímenes de materia prima	103
Figura IV.23.- Carga vs desplazamiento para los especímenes de revenido a 405°C	104
Figura IV.24.- Carga vs desplazamiento para los especímenes de revenido a 430°C	104

Figura IV.25.- Carga vs desplazamiento para los especímenes de revenido a 450°C	105
Figura IV.26.- Dimensiones de probetas de tensión para el acero AISI 9254	105
Figura IV.27.- Gráfica esfuerzo-deformación del AISI 9254 de materia prima	107
Figura IV.28.- Gráfica carga-alargamiento del AISI 9254 de materia prima	108
Figura IV.29.- Gráfica esfuerzo-deformación del AISI 9254, revenido a 405°C, 30 min.	108
Figura IV.30.- Gráfica carga-alargamiento del AISI 9254, revenido a 405°C, 30 min.	109
Figura IV.31.- Gráfica esfuerzo-deformación del AISI 9254, revenido a 430°C, 30 min.	109
Figura IV.32.- Gráfica carga-alargamiento del AISI 9254, revenido a 430°C, 30 min.	110
Figura IV.33.- Gráfica esfuerzo-deformación del AISI 9254, revenido a 450°C, 30 min.	110
Figura IV.34.- Gráfica carga-alargamiento del AISI 9254, revenido a 450°C, 30 min.	111
Figura IV.35.- Macrografía de la probeta 1, fractura frágil	112
Figura IV.36.- Macrografía de la probeta 5, fractura frágil	112
Figura IV.37.- Macrografía de la probeta 10, fractura dúctil	113
Figura IV.38.- Macrografía de la probeta 12, fractura frágil.	113

CAPÍTULO V

Figura V.1.- Comparación de dureza en relación al tiempo de tratamiento térmico	123
Figura V.2.- Muestra inicial de acero 310L a 400X	124
Figura V.3.- Muestra de acero 310L a 300 horas, 400X	124
Figura V.4.- Muestra de acero 310L a 600 horas, 400X	125
Figura V.5.- Muestra de acero 310L a 900 horas, 400X	125
Figura V.6.- Muestra de acero 310L a 1200 horas, 400X	126
Figura V.7.- Microestructura por calentamiento a 780°C, 600 horas	129
Figura V.8.- Microestructura por calentamiento a 780°C, 900 horas	130
Figura V.9.- Microestructura por calentamiento a 780°C, 1200 horas	130
Figura V.10.- Microestructura de grieta y cavidades de espécimen a y b	131
Figura V.11.- Microscopía intergranular de la propagación de la grieta por fractura	132

CAPÍTULO VI

Figura VI.1.- Tratamiento térmico en resortes automotrices	139
Figura VI.2.- Ensamble del sistema de ventilación	142
Figura VI.3.- Ensamble del sistema de sellado	144
Figura VI.4.- Vista lateral del sistema de sellado	145
Figura VI.5.- Ensamble de porta sustratos	145
Figura VI.6.- Ensamble completo del sistema tubular	146
Figura VI.7.- Acoplamiento del sistema tubular con el sistema de tratamientos Térmicos	147
Figura VI.8.- Sistema de tratamientos térmicos	147
Figura VI.9.- Temperatura del sustrato vs temperatura del controlador	149
Figura VI.10.- Perfil de calentamiento del sistema de sellado	149
Figura VI.11.- Micrografías de tratamientos térmicos	152

ÍNDICE DE TABLAS
CAPÍTULO II

Tabla II.1.- Técnicas de medición de esfuerzos residuales	24
Tabla II.2.- Materiales a emplearse con diferentes técnicas para medir esfuerzos Residuales	33
Tabla II.3.- Ventajas y desventajas de las técnicas para medir esfuerzos residuales	34
Tabla II.4.- Características de los métodos de medición de esfuerzos residuales	35

CAPÍTULO III

Tabla III.1.- Fórmulas para calcular resortes de compresión	48
Tabla III.2.- Aceros para resortes de alto Carbón y de aleación	58

CAPÍTULO IV

Tabla IV.1.- Proceso de manufactura de resortes automotrices tipo <i>Doble Pig-Tail</i>	83
Tabla IV.2.- Composición química del acero AISI 9254	87
Tabla IV.3.- Medición de dureza en materia prima	87
Tabla IV.4.- Comparativo de dureza de materia prima vs temple, austenización 900°C/10 min.	89
Tabla IV.5.- Comparativa de durezas promedio a diferentes temperaturas de austenización del AISI 9254	91
Tabla IV.6.- Microindentaciones del AISI 9254 con cargas de 98.06N y 490.3N	95
Tabla IV.7.- Mediciones de microindentaciones del AISI 9254	97
Tabla IV.8.- Cálculo de K_{IC} en microindentaciones del AISI 9254	99
Tabla IV.9.- Medición de durezas para ensayo de tres puntos	99
Tabla IV.10.- K_{IC} en función de las temperaturas de revenido del AISI 9254	103
Tabla IV.11.- Datos iniciales para la prueba de tensión	106
Tabla IV.12.- Propiedades del AISI 9254 tratado térmicamente	107

CAPÍTULO V

Tabla V.1.- Composición química de acero inoxidable 310L	119
--	-----

Tabla V.2.- Resultados del análisis químico realizado al acero inoxidable 310L	119
Tabla V.3.- Carburos desarrollados en el acero 310L	119
Tabla V.4.- Condiciones del desarrollo experimental	121
Tabla V.5.- Datos relevantes de la prueba a tensión axial	122
Tabla V.6.- Valores de dureza	123
Tabla V.7.- Fases obtenidas en el 310L	126
Tabla V.8.- Tiempo de permanencia en el horno para el tratamiento térmico	128

CAPÍTULO VI

Tabla VI.1.- Ficha técnica del termopar tipo K	143
Tabla VI.2.- Mediciones de temperatura del sistema de sellado	148
Tabla VI.3.- Incertidumbres tipo A, B1, B2 y combinada de los errores promedio de las medidas de temperatura	151
Tabla VI.4.- Tratamientos térmicos al acero AISI 9254	151

Objetivo general

Determinar el efecto de los tratamientos térmicos en la manufactura de resortes automotrices mediante la evaluación de la microestructura, tamaño de grano y tenacidad a la fractura, con el fin de observar su influencia en beneficio o detrimento de la vida útil del componente mecánico.

Objetivos particulares

- Estudiar los antecedentes y orígenes de los esfuerzos residuales.
- Conocer las metodologías y teorías referentes a esfuerzos residuales y métodos de respuesta de grieta.
- Analizar la microestructura de aceros empleados en resortes automotrices
- Caracterizar el acero AISI 9254, bajo diferentes condiciones de tratamiento térmico.
- Evaluar la tenacidad a la fractura por ensayo de flexión de 3 puntos del acero AISI 9254 bajo diferentes condiciones de tratamiento térmico.
- Evaluar la rigidez y ductibilidad del acero AISI 9254 por ensayo de tensión.
- Comparar la distribución de campo de esfuerzos residuales con respecto al tamaño de grano.
- Cotejar la zona de contacto con el posible daño por fricción.
- Analizar la superficie de la fractura de probetas del acero AISI 9254 bajo diferentes condiciones de tratamiento térmico.
- Diseñar un sistema alternativo de tratamientos térmicos in situ con atmósfera controlada.

Capítulo I

Estado del arte

I.1.- Introducción

Hoy en día uno de los principales retos en el área de Ingeniería, es el mejoramiento de las propiedades físicas, químicas y mecánicas de los materiales. Esto ha generado avances significativos en sus microestructuras, propiciando nuevas condiciones en el material. Estas condiciones pueden ser perjudiciales o benéficas en el componente [Dowling, 2007]. Históricamente se tienen antecedentes de ensayos empíricos en materiales metálicos para el mejoramiento de sus propiedades y sus efectos. Tal es el caso, de la aplicación para el incremento de la resistencia mecánica en algunos componentes utilizados para la guerra en la época medieval. Esto es, mediante el proceso de inducción de una capa muy delgada de esfuerzos residuales en compresión en la superficie. Los cuales son inducidos mediante repetidos martillazos sobre el metal a una temperatura elevada [Cheng y asociados, 1991]. Posteriormente, durante la revolución industrial, se advirtió que la idea del desarrollo de una superficie con un acabado fino podría conducir a una sensación de seguridad. Sin embargo, este no era el caso, ya que los procesos de arranque de viruta con los cuales se obtenía este acabado fino inducen en gran medida la aparición de esfuerzos residuales [Forrest, 1982].

Actualmente la evolución de la tecnología y los materiales, se aplican en procesos y operaciones de manufactura. Asimismo, los efectos de la carga en el material se analizan de varias maneras, pero básicamente se fundamenta por la aplicación de las fuerzas a la pieza de trabajo. Es decir, es de suma importancia un perfecto entendimiento de la conducta del material y su respuesta bajo la acción de cargas externas [Marin, 1962].



Figura I.1.- Fallas súbitas por diseño mecánico

Es importante tener conocimiento del comportamiento de un elemento mecánico y el diseño de éste, en función de las cargas externas aplicadas, de los factores de seguridad apropiados y principalmente de las propiedades mecánicas de los materiales obtenidas mediante los ensayos experimentales que se realizan al mismo. Aún bajo análisis estrictos, se han presentado fallas imprevistas, las cuales son costosas debido al mantenimiento o al paro en la producción. En consecuencia, estas fallas imprevisibles resultan algunas veces catastróficas. Por lo que es importante conocer cuál es el fenómeno que las ocasiona. Este comportamiento imprevisto y catastrófico, es el resultado de la aplicación de elementos exógenos debido a los procesos de manufactura. De tal manera que el esfuerzo alcanzado excede el esfuerzo de cedencia del material. Este agente externo puede haberse aplicado en forma homogénea [Urriolagoitia-Sosa, 2005]. Lo que produce en el interior del componente un endurecimiento por deformación, o si el agente externo se aplicó en forma no homogénea, quedarán inducidos esfuerzos residuales [Kandil y colaboradores, 2001].

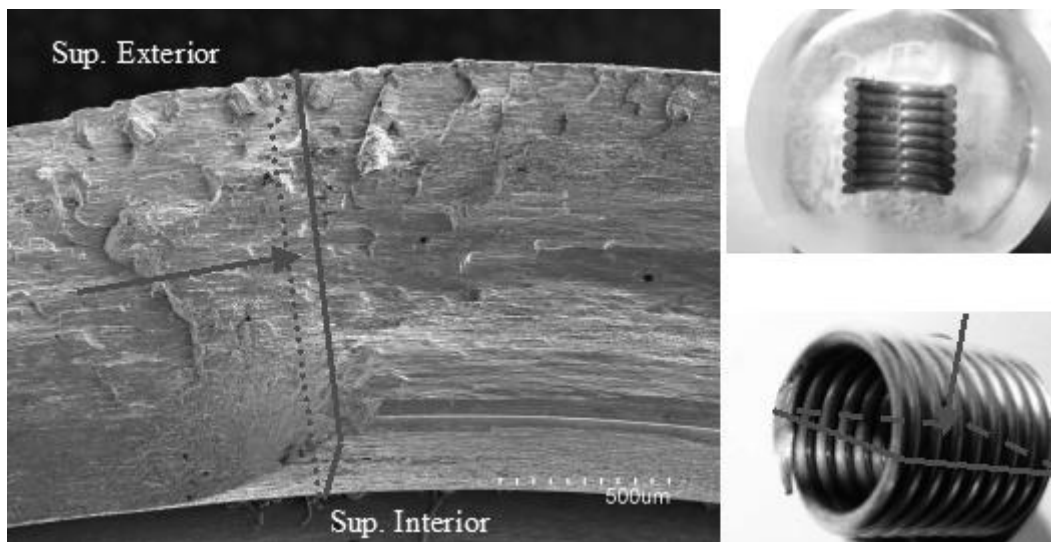


Figura I.2.- Macrografía de rotura del extremo de un resorte, superficie interior [Rivera y Asociados, 2009]

Es evidente que la caracterización y estudio del comportamiento de los materiales bajo el efecto de agentes externos se ha realizado durante mucho tiempo. Sin embargo, en la actualidad y debido a las exigencias de los nuevos diseños mecánicos. Los estudios sobre los materiales no sólo se basan en la aplicación de cargas monotónicas, sino en un gran número de efectos mecánicos, donde la detección de defectos y fallas ha cobrado un gran interés. Al

principio, las investigaciones se enfocaban únicamente a observar el comportamiento de grietas visibles y no se tomaban en cuenta los defectos no visibles para el ojo humano. Las pequeñas grietas que provocaban fallas inexplicables en los componentes se tornaron en fuentes de información de gran relevancia y redescubrieron la manera de realizar los estudios ingenieriles [*Suresh y Ritchie, 1984*].

Probablemente, la fatiga es uno de los efectos mecánicos más importantes que se deben de estudiar. Prácticamente todos los componentes mecánicos se ven afectados por la fatiga y es por esto, la importancia de su estudio. Existen diversos factores que influyen en el comportamiento a la fatiga del material. Uno de los cuales es la presencia de esfuerzos internos llamados *esfuerzos residuales*. Los cuales tienen diversos efectos benéficos y/o dañinos en los materiales. Los esfuerzos residuales tienden en gran manera, presentar un resultado significativo en la nucleación y propagación de grietas en los componentes mecánicos. Dichos esfuerzos, son producidos por el trabajo en frío que se aplica al material para la fabricación de componentes mecánicos, siendo dichos esfuerzos la base de la presente investigación. Los esfuerzos residuales aparecen en casi todos los materiales y se suman al estado de esfuerzos producidos por las fuerzas externas. Aunque todavía no se conoce plenamente sus efectos, en las últimas décadas numerosos estudios han puesto de manifiesto su influencia en el comportamiento de los materiales. Por eso, no es extraño que en los últimos años haya existido un interés en el desarrollo de nuevos métodos para la medida y el cálculo de esfuerzos residuales.

I.2.- Investigaciones sobre esfuerzos residuales

La no homogeneidad de los procesos de manufactura han ocasionado que se produzcan esfuerzos internos en los materiales y estos a su vez alteran el comportamiento mecánico de los materiales. Dichos esfuerzos se adicionan a las cargas aplicadas durante la vida útil del material [*Treuting, 1952*]. No obstante se encontró que las fallas por fatiga en los elementos estructurales, frecuentemente se originan en la superficie, que es donde se encuentran los esfuerzos máximos y están relacionados con la presencia de altos esfuerzos residuales [*Schwaighofer, 1964*]. Debido a lo anterior, el estudio de los esfuerzos residuales tomó gran importancia, por lo que se han desarrollado diversas técnicas para la determinación de ellos.

Morrow y asociados, [1960] emplearon resultados de fatiga axial para determinar el mecanismo por el cual los esfuerzos residuales en la superficie del elemento se relajan debido a cargas cíclicas. Este enfoque conduce a las siguientes conclusiones:

- 1.- Debería esperarse una pequeña relajación de esfuerzos residuales para esfuerzos alternantes, cerca del límite de fatiga excepto para materiales blandos.
- 2.- Debido a que el límite de fatiga de metales blandos es en general, relativamente insensible a los esfuerzos principales, la relajación parcial de los esfuerzos residuales afectará el límite de fatiga solo ligeramente.
- 3.- Para el propósito de estimar el límite de fatiga de un elemento, el esfuerzo residual inicial para la superficie, deberá considerarse sin cambios durante la carga de fatiga.

En dicho trabajo, se trataron estos esfuerzos como esfuerzos de servicio, y se procedió como cualquier otro problema de fatiga a considerar el esfuerzo principal.

Hospers y Vogelesan, [1975] estudiaron el campo de esfuerzos residuales en placas de aleación de Aluminio las cuales fueron sometidas a diferentes procesos de manufactura. En el primer análisis se utilizó una placa de aleación de Aluminio 2024-T3 la cual fue rolada en frío. En el segundo análisis una placa de aleación de Aluminio 7079 que fue sometido a granallado, en ambos casos para la medición del campo de esfuerzos residuales se removieron pequeñas capas del material mediante grabado químico, lo cual induce una curva incremental en la placa que permite el cálculo de los esfuerzos residuales.

Neff [1981] presentó la forma en la cual la superficie de esfuerzos residuales en especímenes de acero fundido cambia. Muestreó una relación cuantitativa entre el cambio de esfuerzos residuales y la conducta última de fatiga de tales aceros. Cabe mencionar que el diseño experimental fue con tres tipos de especímenes, aquellos con esfuerzo residual promedio de 32 000 lb/in², probetas sin esfuerzos residuales y probetas con un esfuerzo residual promedio a tensión de 22 000 lb/in². Los resultados de la prueba fueron influenciados por el esfuerzo residual de la superficie (R), el esfuerzo aplicado (S) y el número de ciclos de fatiga (N). Se

concluye en este estudio que la medición de esfuerzos residuales se puede usar para monitorear la conducta por fatiga en servicio real y predecir la posibilidad de falla por fatiga, ya que los esfuerzos residuales cambian con el tiempo como resultado de la deformación plástica.

Así *James* [1981] propuso y evaluó un modelo de relajación considerando la naturaleza del proceso de deformación micro-plástica. Los esfuerzos residuales de superficie fueron medidos durante la fatiga de una aleación de Al 2219-T851, se predijo la amplitud cíclica de esfuerzos. Fue considerada la magnitud inicial de esfuerzos residuales y la humedad del ambiente durante la prueba. Asimismo, se investigó la conducta de los macro-esfuerzos durante la fatiga, se presentó un modelo del proceso de relajación, el cual relaciona la magnitud del esfuerzo residual cíclico dependiente de la superficie de esfuerzos para:

1. La magnitud inicial.
2. La amplitud cíclica de esfuerzos.
3. El gradiente de esfuerzo residual.
4. El grado de endurecimiento cíclico para la superficie.
5. El número de ciclos de fatiga.

El mecanismo propuesto para la relajación de esfuerzos residuales de superficie puede separarse en tres regímenes de carga que ocurren para la amplitud cíclica de esfuerzos [*James*, 1981]:

1. Arriba de la resistencia a la cedencia microscópica.
2. Abajo del límite de endurecimiento.
3. Entre ambos.

Por lo que *Manjoine* [1982] definió al esfuerzo relajado, como la diferencia entre el esfuerzo inicial y el esfuerzo restante y lo expresó como un porcentaje del esfuerzo inicial y el llamado porcentaje de relajación. La característica de relajación se describe para un rango de temperaturas y para casos que implican esfuerzos residuales iniciales para la deflexión

constante de una estructura, y para la combinación de la carga externa y deflexión. Por otro lado, *Middleton [1987]* midió el campo de esfuerzos residuales en capas poco profundas en superficies de materiales sometidos a granallado, utilizando el método de difracción de rayos-X. En ambos casos de estudio se observó un campo de esfuerzos residuales compresivos en las superficies del material.

Lu y asociados [1998] presentaron un modelo para la predicción de la distribución de esfuerzos residuales durante la fatiga. Mediante el uso del Método del Elemento Finito incorporaron la plasticidad cíclica en sus cálculos. Es decir, aplicaron un análisis inelástico simplificado, su característica esencial consiste en la introducción de un grupo de parámetros internos que caracterizan mecanismos locales inelásticos y un grupo de parámetros internos transformados que son linealmente enlazados a los anteriores a través de matrices simétricas no negativas.

Sachs y Espey [1941] desarrollaron el método para determinar la magnitud y distribución del campo de esfuerzos residuales en componentes cilíndricos. Dicho método ha sido utilizado para medir los esfuerzos residuales en forma longitudinal, radial y circunferencial. Asimismo ha sido empleado en análisis de esfuerzos residuales cuando un tubo es sometido a torsión [*Voyiadjis y asociados, 1985*].

Batista y Rodríguez [1992] midieron la formación de esfuerzos residuales durante el proceso de formación en frío de perfiles estructurales de canal, hechos de placas delgadas de 1.5 mm y 0.2 mm de espesor. La medición de los esfuerzos residuales únicamente se realizó de forma longitudinal y se llevó a cabo mediante el uso de diversas técnicas de medición para comparar los resultados obtenidos.

El crecimiento de grieta por fatiga bajo modo I en especímenes con muesca de una aleación de Aluminio 7017-T661 fue desarrollado por *Hermann, [1994]*. Este experimento responde a someter los especímenes deliberadamente a precargas de compresión, las cuales causaron deformación plástica en la punta de la muesca. Posteriormente fue generado el crecimiento de grieta por fatiga en la muesca, la cual creció y disminuyó hasta detenerse. Para obtener un

mejor entendimiento del crecimiento de grieta en el campo de esfuerzos residuales, se analizó la magnitud y el grado de esfuerzos residuales inducidos por precargas a compresión. Esto se logró cuando se extendió la muesca mientras se registraba el cambio en la deformación. El rango efectivo de la intensidad de esfuerzos se investigó para seleccionar las cargas y amplitudes principales. Para este propósito fue empleada la técnica de respuesta de grieta de la aleación. Finalmente, se presenta la morfología de la fractura de la grieta sometida a compresión cíclica.

Almer y colaboradores [1998] examinaron los efectos de los microesfuerzos y macroesfuerzos residuales a tensión sobre la propagación de grieta por fatiga en un acero al alto Carbón. Sus mediciones por difracción específica de fase mostraron que la deformación uniaxial y expansión radial en frío producen predominantemente campos de microesfuerzos y macroesfuerzos a tensión respectivamente. *Gurova y asociados [1998]* desarrollaron un modelo teórico para explicar la variación de la superficie de esfuerzos residuales inducidos por granallado con deformación plástica externa, durante una prueba de tensión uniaxial. El modelo se fundamentó en la diferencia del valor del esfuerzo de cedencia de la superficie de la capa granallada y el volumen restante del material. Además mostraron que el modelo ajusta bien con los resultados experimentales obtenidos por el metal base y la zona afectada térmicamente de un acero 0.5Cr-0.5Mo.

Badr [2000] presentó los resultados de un estudio para la relajación de esfuerzos residuales para tres especímenes sometidos a diferentes niveles de carga de fatiga. Los especímenes compactos modificados a tensión están bajo la norma ASTM E 399. Su principal característica es el barrenado introducido en la punta de la muesca. Antes de aplicar la sobrecarga, se instaló una galga extensométrica a lo largo de la dirección circunferencial con el centro de la galga en el punto crítico donde ocurre el máximo esfuerzo normal.

Mientras que *Bolt y Sillekens [2000]* presentaron un estudio sobre la medición del campo de esfuerzos residuales generados por procesos de manufactura tales como prensado y corte. Esto con el objetivo de desarrollar un modelo numérico para predecir las distorsiones en la forma de componentes mecánicos debido a la presencia de esfuerzos residuales.

Torres y Voorwald [2002] evaluaron el aumento en la vida de fatiga de un acero AISI 4340, el cual se usa en engranes. Este se analizó bajo cuatro condiciones de granallado. Se realizaron pruebas de fatiga por flexión-rotación, y el campo de esfuerzos residuales a compresión (*CRSF*) se midió con rayos-X antes y durante la prueba de fatiga. Con dichas pruebas se observó que la relajación del *CRSF* ocurrió debido al proceso de fatiga. Además se analizó el espécimen fracturado por fractura usando un microscopio electrónico para obtener información sobre el punto de inicio de la grieta.

Capello y asociados [2004] describieron algunos experimentos sobre la relajación de esfuerzos residuales por cargas de fatiga en aceros C465 Y 39 Ni Cr Mo. Se endurecieron superficialmente por torneado simple sin tratamiento térmico. Con lo que se indujo así un moderado estado de esfuerzos residuales, y granallado induciendo un alto nivel de esfuerzos residuales a compresión. Los especímenes se sometieron a cargas por fatiga de amplitud constante a tensión y compresión. Los esfuerzos residuales de superficie se midieron después de 0, 1, 105 ciclos y más. Los resultados revelan que la relajación ocurre desde los primeros ciclos y que el aumento de la relajación depende de muchos parámetros, así como del tipo de acero.

Cabe destacar los trabajos realizados para la caracterización de las propiedades mecánicas de los materiales mediante la curva esfuerzo-deformación por medio de la prueba de flexión pura, obteniendo de manera simultánea las curvas de tensión y compresión. Así como también se evalúa el cambio en las propiedades mecánicas cuando se presenta una carga axial, observando endurecimiento por deformación y efecto *Bauschinger* en el material. Además de observar un cambio en las curvas esfuerzo-deformación, también se obtuvo un cambio en la distribución del campo de esfuerzos residuales presentes en el material [*Urriolagoitia-Sosa y coautores, 2003*] y [*Urriolagoitia-Sosa y asociados, 2004*].

Hutar y colaboradores [2006] analizaron la influencia de la restricción causada por diferentes especímenes sobre el crecimiento de grieta por fatiga en la región de un punto de inicio de la grieta, proponen un modelo que correlaciona el índice de propagación de grieta por fatiga bajo diferentes niveles de restricción. Los resultados obtenidos hacen posible relacionar

experimentalmente los datos medidos obtenidos de especímenes con diferentes geometrías, contribuyendo así a estimaciones confiables de la vida de fatiga residual de estructuras.

Kingston y colaboradores [2006] realizaron diversos estudios sobre la medición de esfuerzos residuales, demostrando así, la versatilidad del método del barrenado profundo. Se analizó en componentes muy gruesos como lo es el *forged roll* con un peso de 830 kg. Componentes con variación en el espesor, en este caso se analizó la sección de un riel. Componentes con dificultad de acceso, para esto se analizó *mock-up submarine T specimen*. Componentes de gran longitud, como lo es una estructura submarina de gran escala. Componentes que requieren gran resolución tridimensional, para esto se analizó la soldadura por fricción de un cilindro de una aleación de Titanio.

Componentes que requieren una detallada distribución de los esfuerzos residuales cerca de la superficie, analizando el estampado en una placa de Aluminio. Los resultados obtenidos mediante el método del barrenado profundo fueron comparados mediante diferentes métodos.

[*Horn y Stephens, 2006*] realizaron pruebas para evaluar el comportamiento a la fatiga de la rosca de pernos de acero de alta resistencia grado 12.9 SI, y el efecto que tiene en la vida a la fatiga la inducción de esfuerzos residuales en la raíz de la rosca mediante la aplicación de una carga axial a través de la tuerca. Para el análisis se utilizaron dos diferentes tipos de rosca, 3/8 UNRC-16 (rosca burda) y 3/8 UNRS-24 (rosca fina), y dos tipos de pre-carga que fue 75 y 90% de la carga máxima a tensión. Se puede observar en los resultados que la pre-carga en la rosca burda tiene poco o ningún efecto en el incremento en la vida a la fatiga del material, sin embargo, la rosca fina incrementa un 40% su resistencia a la fatiga con una pre-carga de 90% de la carga máxima a tensión y 50% con una pre-carga de 75% de la carga máxima de tensión, estos resultados se obtuvieron con una prueba base de 107 ciclos.

Sandoval-Pineda y colaboradores [2009] presentaron un estudio sobre la medición de esfuerzos residuales mediante la inducción de una grieta incremental o Método de Respuesta de Grieta en vigas, realizando un análisis para obtener el lugar óptimo para la ubicación de las galgas extensométricas durante la medición de las deformaciones, debido a la relajación de los esfuerzos cuando se induce una grieta.

Schajer y An [2010] describieron una variación del método del barreno, proponiendo introducir en el material una ranura incremental en forma de cruz y así medir la relajación de los esfuerzos en dos direcciones, posteriormente se calculó el campo de esfuerzos residuales. Para la medición de las deformaciones se empleó el ESPI (Electronic Speckel Pattern Interferometry). La combinación de la ranura en forma de cruz y la medición en dos ejes proporcionaron una sensibilidad isotrópica de los esfuerzos residuales en el plano, además de su variación en la profundidad del corte.

I.3.- Planteamiento del problema

En la manufactura de resortes automotrices el producto terminado muestra una alteración en el comportamiento físico, químico y mecánico del material, dicho cambio en el comportamiento del material es debido a la presencia de esfuerzos residuales originados por los procesos de manufactura a los que fue sometido el material. Esta situación decrementa la resistencia a la fatiga del componente o en caso contrario un incremento en dicha resistencia según sea la distribución del campo de esfuerzos residuales en el material.

Es innegable que la micro-estructura del material es un factor primordial para definir el comportamiento mecánico del componente. Este parámetro depende en primer lugar de la composición química. Cabe mencionar que los procesos mecánicos (pelado, granallado, flexión en frío e inspección de rate) y térmicos posteriores (austenización, temple y revenido) influyen significativamente en las propiedades mecánicas y desempeño del componente debido a su efecto en el tamaño de grano, gradientes de contracción, inclusiones, huecos, fases metaestables, fases dispersas y otros tipos de imperfecciones cristalinas.

Por lo tanto, la optimización del uso del esfuerzo residual en este sector industrial se ha convertido en un desafío de la Ingeniería aplicada [*Urriolagoitia-Sosa, 2005*]. Los esfuerzos residuales se pueden determinar por deformaciones macroscópicas liberadas, mientras que el material es removido de componentes por métodos mecánicos, o por distribuciones de esfuerzos residuales en la estructura por métodos de *rayos X* y de *difracción de neutrones*, o a

partir de la influencia de diversas propiedades físicas por métodos ultrasónicos y magnéticos [Noyan y Cohen, 198, Macherauch, 1987 y Erickson, 1987].

Debido a lo anterior, en este trabajo de tesis se busca conocer el efecto que presentan los tratamientos térmicos en la inducción de esfuerzos residuales en la manufactura de resortes automotrices mediante su análisis micro-estructural, medición de dureza, evaluación de la tenacidad a la fractura con ensayos de tres puntos, ensayos de tensión y análisis fractográfico.

I.4.- Sumario

En este primer capítulo se presentaron algunos trabajos previos relacionados con el estudio de la magnitud y distribución del campo de esfuerzos residuales, mismos que se realizaron de forma analítica, numérica y experimental, también se muestran trabajos en los que se relacionan los esfuerzos residuales con la resistencia a la fatiga que es donde se exhibe el efecto más significativo de los esfuerzos residuales. Se plantea la problemática de la generación de esfuerzos residuales en el proceso de manufactura de resortes automotrices y se enfatiza en asegurar la composición química del material, así como una vigilancia en cada proceso mecánico y térmico para atenuar los efectos de los esfuerzos residuales inducidos e impactar en la vida útil del componente. En el siguiente capítulo se analizarán los conceptos de esfuerzos residuales, su definición, clasificación y métodos de evaluación; mismos que conforman el marco teórico de este trabajo de tesis.

I.5.- Referencias

Almer, J. D., Cohen, J. B. y Winholtz, R. A., The effects of residual macrostresses and microstresses on fatigue crack propagation, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 29, pp 2127-2136, 1998.

Badr, E. A., A modified compact tension specimen for the study of residual stress maintainability, *Experimental Techniques, A publication for the Practicing Engineer*, Vol. 24, No. 3, pp 25-27, The Society for Experimental Mechanics, Inc., 2000.

Batista, E. M. y Rodríguez, F. G., Residual stress measurements on cold-formed profiles, *Experimental Techniques*, Vol. 16, No. 5, pp 25-29, 1992.

- Bolt, P. J. y Sillekens, W. H., Prediction of shape aberration due to punching, shearing and slitting, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 103, pp 87-94, 2000.
- Capello, E., Davioli, P., Filippini, M. y Foletti, S., Relaxation of residual stresses induced by turning and shot peening on steels, *Journal Strain Analysis*, Vol. 39, No. 3, pp 285-290, 2004.
- Cheng, W., Finnie, I. y Vardar, Ö., Measurement of residual stresses near the surface using the crack compliance method, *Journal of Engineering Materials and Technology*, Vol. 113, pp 199-204, 1991.
- Dowling, N. E., *Mechanical Behavior of Materials*, 2ª Edición, pp 527-675, 2007.
- Forrest, P. G., *Fatiga de los metales*, Ediciones Urmo, S.A., pp 13-15, 1982.
- Gurova, T., Teodosio, J. R., Rabello, J. M. y Monin, V., Model for the variation of the residual stress state during plastic deformation under uniaxial tension, *Journal of Strain Analysis*, Vol. 33, No. 5, pp 367-373, 1998.
- Hermann, R., Fatigue crack growth in ductile materials under cyclic compressive loading, *Fatigue Fracture Engineering Materials Structures*, Vol. 17, No. 1, pp 93-103, 1994.
- Horn, N. H. y Stephens, R. I., Influence of cold rolling threads before or after heat treatment on high strength bolts for different fatigue preload conditions, *Journal of ASTM International*, Vol. 3, pp 95-115, 2006.
- Hospers, F. y Vogelesang, L. B., Determination of residual stresses in Aluminum-alloys, *Experimental Mechanics*, Vol. 4, pp 54-56, 1964.
- Hutar, P., Stranislav, S. y Knézel Z., Effect of constraint on fatigue crack propagation near threshold in carbon steel. *Proceedings of the 14th International Workshop on Computational Mechanics of Materials*, Vol. 37, No. 12, pp 51-59, 2006.
- James, M. N., The relaxation of residual stresses during fatigue, *Experimental Techniques*, The Society for Experimental Mechanics Inc., pp 297-314, 1981.
- Kandil, F. A., Lord, J. D., Fry, A. T. y Grant, P. V., A review of residual stress measurement method - A guide to technique selection, *Project CPM4.5, Measurement of residual stress in components, NPL Report MAT(A) 04*, 2001.
- Kingston, E. J., Stefanescu, D., Mahmoud, A. H., Truman, C. E. y Smith, D. J., Novel application of the Deep-Hole drilling technique for measuring through-thickness residual stress distribution, *Journal of ASTM International*, Vol. 3, No. 4, pp 146-157, 2006.

- Lu, J. y Rehrig, D., A review of recent developments and applications in the field of X rays diffraction for residual stress Studies, *Journal of Strain Analysis*, pp 127-151, 1998.
- Manjoine, M. J., Stress relaxation characteristics and data utilization, *Proceedings of the Twenty-Eight Sagamore, Materials Research Conference*, N. Y., pp 519-530, 1982.
- Marin, J., *Mechanical Behavior of Engineering Materials*, Prentice-Hall International, London, pp 10-22, 1962.
- Middleton, J. C., Residual stresses and X-Rays, *NDT international*, Vol. 20, No. 5, pp 291-294, 1987.
- Morrow, J., Ross, A. S. y Sinclair, G.M., Relaxation of residual stresses due to fatigue loading, *SAE Transactions*, Vol. 68, pp 40-48, 1960.
- Neff, P. J., A quantitative evaluation of surface residual stress and its relation to fatigue performance, *American Society for Metals*, pp 119-135, 1981.
- Rivera, R., Chiminelli, A., Gómez, C., Núñez, J., Estudio del fallo por fatiga de un muelle perteneciente al mecanismo de maniobra de puertas de ascensor, *Anales de Mecánica de la Fractura*, Vol. 2, No. 26, pp 605-610, 2009.
- Sachs, G. y Espey, G., The measurement of residual stresses in metal, *The Iron Age*, pp 63-71, 1941.
- Sandoval-Pineda, J. M., Urriolagoitia-Sosa, G., Urriolagoitia-Calderón, G., Hernández-Gómez, L- H., García-Lira, J., Beltrán-Fernández, J. A. y Rodríguez-Martínez, R., Numerical and experimental evaluation of the residual stress relation and the influence zone due to application of the crack compliance method, *Journal of Physics; Conference Series, 7th International Conference on Modern Practice in Stress and Vibration Analysis*, 2009.
- Schajer, G. S. y An Y., Residual stress determination using cross-slitting and dual-axis educational lectures on residual stress, American society for metals, Cleveland, Ohio, ESPI, *Experimental Mechanics*, SEM Annual Conference and Exposition, Albuquerque, NM, pp 169-177, 2010.
- Schwaighofer, J., Determination of residual stresses on the surface of structural parts, sheet material, *Experimental Mechanics*, Vol. 15, No. 3, pp 107-110, 1964.
- Suresh, S. y Ritchie, R. O., Propagation of short fatigue crack, *International Materials Reviews*, pp 445-475, 1984.

Torres, M. A. S. y Voorwald, H. J. C., An evaluation of shot peening, residual stress and stress relaxation of the fatigue life of AISI 4340 steel, *International Journal of Fatigue*, Vol. 24, pp 877-886, 2002.

Treuting, R. G., *The Nature, Origin and Effects of Residual Stresses*, A series of four, pp 1-20, 1952.

Urriolagoitia-Sosa, G., *Analysis of Prior Strain History Effect on Mechanical Properties an Residual Stress in Beams*, Thesis Ph D, Oxford Brooks University, pp 129-142, 2005.

Urriolagoitia-Sosa, G., Durodola, J. F. y Fellows, N. A., Determination of residual stress in beams under Bauschinger effect using surface strain measurement, *Strain*, Vol. 39, pp 177-185, 2003.

Urriolagoitia-Sosa, G., Durodola, J. F. y Fellows, N. A., Determination of tensile and compressive stress-strain curves from bend test, *Applied Mechanics and Materials*, pp 133-138, 2004.

Voyiadjis, G. Z., Kioussis, P. D. y Hartley, C. S., Analysis of residual stress in cylindrically anisotropic materials, *Experimental Mechanics*, Vol. 25, pp 145-147, 1985.

Capítulo II

Esfuerzos residuales

II.1.- Generalidades

Hoy en día uno de los principales problemas para los Ingenieros e Investigadores enfocados en la rama de la Mecánica de los Materiales es el de entender como los materiales fallan. Para esto, se evalúan diversas condiciones para la propagación de micro-grietas que pueden llegar a producir que el componente mecánico falle, con afectación en el funcionamiento de las máquinas, carros, aviones, etc. Durante la evaluación de las condiciones de falla del material se debe tomar en cuenta la historia previa del material. Es decir, hay que considerar los efectos de los procesos de manufactura a los que fue sometido el material y determinar el estado de esfuerzos pre-existentes en el material llamados *esfuerzos residuales*, los cuales afectan el comportamiento mecánico del componente debido a que se adicionan a las cargas aplicadas en el material.

Para conocer el comportamiento mecánico de un material con historia previa, se debe estudiar la distribución y magnitud del campo de esfuerzos residuales generado por los procesos de manufactura. Debido a que los esfuerzos residuales pueden ocasionar diversos efectos en el material, presentado la mayor magnitud en la resistencia a la fatiga del material, incrementado la resistencia cuando se presentan esfuerzos residuales compresivos en las zonas más susceptibles a fallas, caso contrario cuando se presentan esfuerzos residuales de tensión en dichas zonas se puede presentar fallas inesperadas en el material. El campo de esfuerzos residuales inducido en un material, depende directamente del tipo de proceso de manufactura al que está sometido el componente mecánico. Así como, los diversos parámetros que involucran cada uno de los procesos. En el presente trabajo de investigación se analizan los campos de esfuerzos residuales generados por diversos procesos de manufactura. Para conocer dicho campo de esfuerzos se utiliza el *Método de Respuesta de Grieta*, el cual es un método destructivo que está basado en la inducción de un corte en el componente a estudiar, dicho corte es incrementado de forma controlada conforme avanza la prueba, el corte produce una relajación parcial del campo de esfuerzos residuales en la vecindad de la ranura, el cual nos sirve para el cálculo del campo de esfuerzos residuales presentes en el material.

II.2.- Definición de los esfuerzos residuales

Los esfuerzos residuales se pueden definir como los esfuerzos que se generan en un componente después de su fabricación, procesamiento o ensamble. Los esfuerzos residuales inevitablemente se inducen dentro de un material cuando se transforma de materia prima en un objeto útil. Permanecen en un sólido aún en ausencia de cargas externas y gradientes térmicos. Se les conoce también como esfuerzos internos, esfuerzos candado, esfuerzos de formado, esfuerzos inducidos, esfuerzos inherentes, etc. [Masubuchi, 1980]. Generalmente son el resultado a la aplicación de una deformación plástica no homogénea, que puede ser consecuencia de un sinfín de procesos de manufactura [Treuting y Read, 1950], [Masubuchi, 1980 y Mordfin, 1992].

Los esfuerzos residuales se encuentran en equilibrio estático. Es decir, el total de fuerzas presentes a través de la sección transversal de un sistema o cuerpo debe ser cero. Cuando es removido una porción del material, el equilibrio es alterado por lo que los esfuerzos residuales sufren un reacomodo ocasionando una relajación elástica en el material. Por lo que, los esfuerzos residuales se les llama *auto-equilibrantes*. Por lo tanto, no ofrecen evidencia externa de su existencia [Treuting y Read, 1950]. Los esfuerzos residuales son inducidos en un material cuando este se deforma permanentemente y por cargas no-homogéneas, como consecuencia del proceso de manufactura. Como por ejemplo; maquinados, laminados, molienda, granallado, soldadura, tratamiento térmico etc.



Figura II.1.- Esfuerzos residuales generados en el proceso de conversión del material

Aunque es evidente que los esfuerzos residuales son un factor que afecta el comportamiento a la fatiga, es crucial su conocimiento en la Ingeniería. Donde la seguridad es un factor predominante. Los efectos de los esfuerzos residuales pueden ser benéficos o perjudiciales dependiendo de su signo, magnitud y distribución con respecto a los esfuerzos inducidos durante el servicio [Huang y colaboradores, 1987]. Pueden ser benéficos al incrementar la vida de servicio del componente manufacturado, o pueden ser la causa de falla durante el proceso de manufactura o acortar la vida útil del componente [Wishart, 1952]. Siendo los de compresión generalmente benéfica y los de tensión detrimentales. Independientemente de que los esfuerzos residuales sean benéficos o detrimentales pueden afectar la estabilidad dimensional de la pieza, ocasionando distorsión en ella [Prime, 1999].

La necesidad constante de monitorear y preservar las características de resistencia de los materiales durante la fabricación y servicio del componente, requiere de acoplar técnicas de diseño y manufactura avanzadas, No obstante estas, tienden a utilizar un porcentaje mayor del agente externo aplicable y por lo regular tiende a rebasar el punto de cedencia del material. Lo que ha propulsado la necesidad de realizar avances más rápidos en el empleo de pruebas no destructivas y caracterizar la inducción de los campos de esfuerzos residuales. En respuesta a esta necesidad, se requiere del desarrollo importante de equipo y técnicas de medición. Además de una mayor comprensión e integración de las técnicas numéricas y experimentales como un instrumento de la Ingeniería actual. Debido a lo mencionado anteriormente, la capacidad de medir esfuerzos residuales es fundamental para dos propósitos [Withers y Bhadeshia, 2001]:

- 1.- Para reducir al mínimo las fallas relacionadas con los esfuerzos residuales.
- 2.- Para auxiliar a desarrollar capacidades predictivas de los modelos.

Los esfuerzos residuales a tensión son generalmente perjudiciales, debido al incremento de la susceptibilidad del miembro a daño por fatiga y a esfuerzos de corrosión. Además que contribuyen a la activación de micro-defectos que con llevan al crecimiento de grieta. Pueden ser dañinos cuando se reduce la tolerancia del material a una fuerza aplicada externamente. En cambio los esfuerzos residuales a compresión son usualmente benéficos, porque tienden a

reducir la susceptibilidad, pero de ninguna manera pueden afectar la estabilidad dimensional. Además mejoran las propiedades del componente y cierran grietas (detienen su propagación).

II.3.- Clasificación de los esfuerzos residuales

La escala en la cual pueden existir los esfuerzos residuales varía según el área en la cual está siendo aplicado dicho esfuerzo. Generalmente los esfuerzos residuales son clasificados en dos grupos: Macro esfuerzos residuales y Micro esfuerzos residuales [Parlane, 1979], [Masubuchi, 1980] y [Withers y Bhadeshia, 2001]:

- *Macro esfuerzos residuales.*- También denominados esfuerzos residuales de primer tipo. Este tipo de esfuerzos actúan homogéneamente sobre áreas apreciables, es decir sobre un gran número de granos, varían dentro del material del componente a lo largo de una distancia mucho mayor que el tamaño de grano. Como por ejemplo, los esfuerzos termales son producidos por soldadura, por granallado, molienda, etc. Son considerados los más importantes desde el punto de vista de la Ingeniería.
- *Micro esfuerzos residuales.*- Actúan en la microestructura del material, pueden ser clasificados como de segundo y tercer tipo, los de segundo tipo son micro esfuerzos residuales que operan homogéneamente a nivel del grano y los esfuerzos residuales de tercer tipo generalmente operan de forma no homogénea a través de áreas sub-microscópicas a varias distancias atómicas dentro de un grano.

Macherauch y Kloos, [1986] clasifican los esfuerzos residuales en tres niveles, los cuales son:

Esfuerzos Residuales de Primer Nivel.- Son los macro esfuerzos residuales. Actúan de forma homogénea sobre algunos granos del componente. Son medidos usando galgas extensométricas. Este nivel es del interés de los Ingenieros Mecánicos y Diseñadores.

Esfuerzos Residuales de Segundo Nivel.- Se presentan en forma homogénea sobre un grano en particular del material.

Esfuerzos Residuales de Tercer Nivel.- Estos se distribuyen en forma no homogénea a través de áreas sub-microscópica en varias distancias atómicas dentro de un grano (vacancias, dislocaciones).

II.4.- Causas de los esfuerzos residuales

Los esfuerzos residuales son causados por varios mecanismos inherentes al proceso de conversión del material [Rudd, 2002], su origen puede analizarse como:

- *Origen Térmico.*- Se deben a la deformación plástica originada por una expansión o contracción térmica no homogénea, lo que produce esfuerzos residuales en ausencia de transformación de fase. Tal es el caso del temple drástico del acero.
- *Origen Químico.*- Se deben a cambios de volumen producidos por reacciones químicas, como es la precipitación y la transformación de fase, la cual produce esfuerzos residuales de varias maneras, por ejemplo: el nitrurado que produce esfuerzos de compresión en la región de difusión debido a la precipitación de nitruro, la carburización causa crecimiento similar por cambio de volumen por transformación austenítica durante el enfriamiento en combinación con esfuerzos debido a los gradientes térmicos, determinando el templeado la distribución de esfuerzos residuales.
- *Origen Mecánico.*- En la mayoría de los procesos de manufactura, los esfuerzos residuales pueden crearse en una manera no controlada, esto se debe a deformación plástica no uniforme, por ejemplo: torneado, rolado superficial y el granallado.

II.5.- Efectos de los esfuerzos residuales

Los esfuerzos residuales ejercen múltiples efectos en las propiedades mecánicas de los materiales [Mordfin, 1992], tales como:

- 1.- Fallas debido a la fatiga.
- 2.- Fallas a la fluencia.
- 3.- Fallas al desgaste.
- 4.- Fallas a la corrosión bajo tensión.
- 5.- Fallas por fractura.
- 6.- Fallas por pandeo.
- 7.- Alteraciones en la conductividad eléctrica.
- 8.- Alteraciones en la permeabilidad magnética.
- 9.- Alteraciones en el potencial químico y reactividad.

10.- Endurecimiento de trabajo.

Además de los efectos de deformación elástico-plástica, la recuperación y recristianización, la fricción interior y la inestabilidad dimensional [Mordfin, 1992]. Fundamentalmente, todos estos efectos son consecuencia de cambios estructurales y se representan en el componente, [Masubuchi, 1980]:

- *Alteración en las propiedades mecánicas.*- Las cargas estáticas de un componente (tensión o compresión) se alteran por la inducción de esfuerzos residuales. Los esfuerzos producidos por las cargas externas se adicionan a los esfuerzos ya pre-existentes. Cuando la suma de estos esfuerzos excede el esfuerzo de cedencia del material, podrá ocurrir un flujo plástico de forma temprana y sobrevendrá la falla antes de lo previsto.
- *Estabilidad dimensional.*- El relevado de los esfuerzos residuales constituye en una redistribución del equilibrio estático, debido a que debe ser continuamente reestablecido. Consecuentemente la relajación de esfuerzos resulta en distorsión, esto es debido a que se requiere mantener el equilibrio acompañado por cambios dimensionales para neutralizar las fuerzas. Finalmente el pandeo neutraliza los momentos, generados por la redistribución del equilibrio.
- *Esfuerzos de alivio.*- Elevando la temperatura del componente para eliminar esfuerzos residuales inherentes aunque no produzcan elevados niveles de ablandamiento.
- *Fatiga.*- La presencia de esfuerzos residuales puede resultar en la reducción o incremento de la resistencia a la nucleación y propagación de la grieta, debido a que los esfuerzos aplicados durante cargas cíclicas son relativamente menores con respecto al esfuerzo de cedencia del material.
- *Corrosión.*- Impacta en las propiedades químicas del material. La energía de activación requerida para una reacción química puede ser suplida por la energía de deformación residual, esto es, en las zonas donde se localiza alta energía de deformación como las fronteras de grano y dislocaciones que se presentan en la corrosión.

- *Conductividad eléctrica.*- Debido a que los esfuerzos residuales influyen en la estructura cristalina de los metales dependiendo del sentido del esfuerzo residual (compresión cierra la estructura cristalina y tensión abre la estructura cristalina) alteran la conductividad eléctrica del material.
- *Fricción interna.*- La fricción interna de cristales individuales puede ser asignada a la pérdida de energía en la producción de flujo plástico. Dicho flujo se lleva a cabo en las regiones de defectos de la estructura cristalina, como lo son las dislocaciones, esto es, en regiones en donde se localiza energía de deformación. La presencia de esfuerzos residuales proporcionan energía de deformación adicional, por lo tanto la presencia de esfuerzos residuales influye en la fricción interna.

II.5.1.-Efectos debidos a recubrimientos de películas delgadas

Los esfuerzos residuales afectan las propiedades mecánicas más importantes en un recubrimiento, como son los mencionados por *Mordfin [1992]* y *Masubuchi [1980]*:

- Adhesión.
- Resistencia al desgaste.
- Resistencia a la fatiga.
- Dureza.

Estas se ven reflejadas en la integridad y desempeño en recubrimientos (vida útil). Sin embargo, una pequeña cantidad de esfuerzos compresivos suele ser benéfica puesto que *Mordfin [1992]* y *Masubuchi [1980]* establecen que:

- Aumenta la resistencia a la fatiga.
- Evita la propagación de grietas.
- Corrosión bajo esfuerzos.

Pero si existe una gran cantidad de esfuerzos de compresión, ocurre pandeo y desastillamiento de la película. En síntesis los efectos benéficos y perjudiciales que se generan ante la inducción de esfuerzos residuales en componentes estructurales, lleva a adjudicarle una

creciente atención a este tema, lo que conlleva al ámbito Ingenieril a impulsar el aumento del conocimiento sobre los efectos del esfuerzo residual, mejorando la confiabilidad y aumentando la vida útil de los componentes estructurales.

II.6.- Métodos de medición de esfuerzos residuales

Desde principios del siglo anterior, se han realizado estudios para determinar la técnica más adecuada para medir y evaluar los esfuerzos residuales. Hoy en día cobra mucha importancia ya que es de gran interés para la comunidad ingenieril valerse de métodos precisos, eficientes y relativamente económicos. Cabe mencionar que los esfuerzos residuales se adicionan a las cargas aplicadas durante la vida útil del material [Treuting, 1950].

No obstante se encontró que las fallas por fatiga en los elementos estructurales, frecuentemente se originan en la superficie, que es donde se encuentran los esfuerzos máximos, y están relacionados con la presencia de altos esfuerzos residuales [Schwaighofer, 1964].

Los esfuerzos residuales no se pueden evaluar directamente, por lo que se emplean técnicas que miden los efectos de los esfuerzos residuales, al medir la deformación causada por el macro y micro esfuerzo residual. Estas condiciones mencionadas están presentes en las metodologías empleadas para la medición de los esfuerzos residuales. Prime [1999] clasificó los métodos mecánicos a veces conocidos como *métodos de relajación*, en tres grupos; destructivos, no destructivos y semi destructivos.

Tabla II.1.-Técnicas de medición de esfuerzos residuales

Método	Tipo	Autor
Ultrasónico y acústico Electromagnético Difracción de neutrones Difracción de Rayos X Aniquilación del positrón Nuclear hyperfine (incluido	No destructivo	Rudd, [1982]

Mossbauer),		
Chemical Etchant Indentación	Destructivo	
Hole Drilling,	Semi Destructivo	
Método del barreno		
Método del barreno profundo		
Técnica del anillo anular	Semi Destructivo	<i>Wadsley, [1994]</i>
Método de la viga a flexión		
Método de Sachs		
Método de respuesta de grieta	Destructivo	<i>Wyat y Berry, [2005]</i>
Método sobre curvatura		

II.6.1.- Métodos destructivos

Los métodos destructivos, se caracterizan por la destrucción del estado de equilibrio del esfuerzo residual después de seccionar el componente mecánico, ya sea al maquinarlo o al remover las capas del material. El esfuerzo residual se deduce mediante la medición de la deformación producida por el reacomodo del campo de los esfuerzos residuales y utilizando la teoría elástica. Entre los métodos destructivos comúnmente empleados se encuentran [*Wyat y Berry, 2005*]:

- El método de Sachs.
- El método de respuesta de grieta.

II.6.1.1.- Método de respuesta de grieta (Crack Compliance Method)

Este método es una alternativa útil a las técnicas comúnmente empleadas, tales como el método del barreno, remoción de capas y difracción de rayos X. En la técnica se induce una ranura en el componente de estudio, la cual produce una relajación parcial del campo de esfuerzos residuales en la vecindad de la grieta. Emplea galgas extensométricas para la

detección de la relajación en cuanto a deformación que se produce en el auto-acomodo del campo de los esfuerzos residuales al introducir el corte. Incrementando en forma controlada la profundidad del corte, es posible evaluar el campo de esfuerzos residuales normales a la grieta [Prime, 1999]. Las características principales de la técnica son:

- Método de bajo costo.
- Emplea galgas extensométricas.
- Buena exactitud.

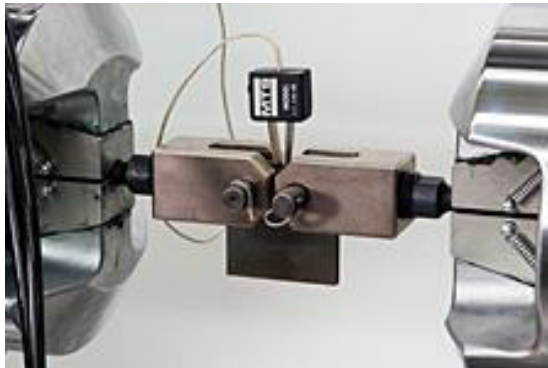


Figura II.2.-Método de respuesta de grieta empleando galgas extensométricas

II.6.1.2.- Método de Sachs

El método permite la determinación de la distribución de esfuerzos residuales en la dirección circunferencial y longitudinal en barras circulares sólidas y tubos. Este método se emplea en casos donde se tiene simetría rotacional y son uniformes en la dirección axial. El método consiste en quitar capas sucesivas de material de la parte central, axial y tangencial, de tal forma que se determinen las variaciones progresivas de la deformación sobre la superficie del material. Las características principales de la técnica son:

- Desarrollado por *Sachs y Espey* [1941].
- Método relativamente simple.
- Se aplica a amplio rango de materiales.
- Se limita a trabajar con formas circulares.

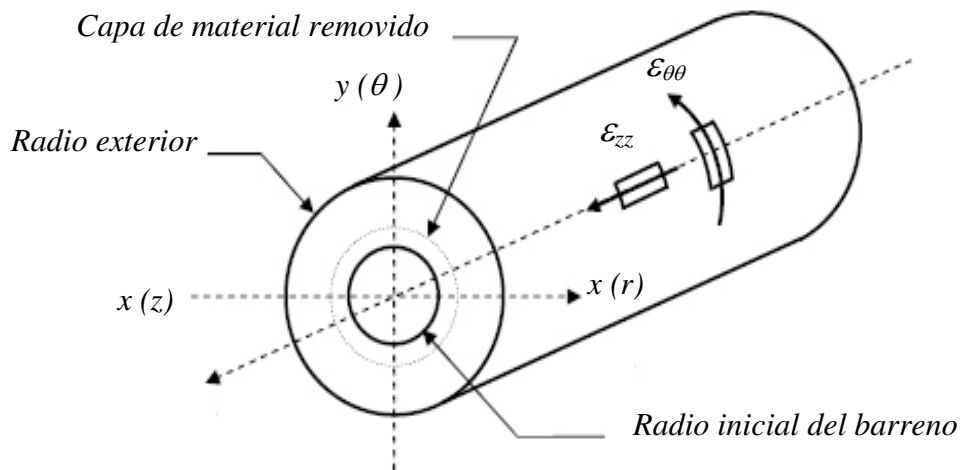


Figura II.3.-Método de Sachs para medir esfuerzos residuales en cilindros

II.6.1.3.- Método sobre curvatura

La técnica se emplea para medir esfuerzos residuales en películas delgadas y solo mide los esfuerzos macro. La deposición de una capa puede inducir esfuerzos que causan que el sustrato se curve [Fitzpatrick y colaboradores 2005]. Entonces, si la película está bajo esfuerzos de compresión tratará de expandirse y deformará al sustrato creándole una curvatura. En este caso, el recubrimiento quedará en el lado convexo. Si en cambio la película tiene un esfuerzo de tensión, tratará de contraerse, quedando en el lado cóncavo de la curvatura. El cambio resultante en la curvatura durante la deposición de una capa hace posible calcular la correspondiente variación en esfuerzos como una función del espesor de la película depositada. El radio de la curvatura del sustrato es proporcional al esfuerzo σ en la película, expresado cuantitativamente por la ecuación de *Stoney*. Los métodos para medir la curvatura se pueden clasificar en mecánicos, métodos de capacitancia y métodos ópticos. Las mediciones se realizan frecuentemente en un rango muy estrecho de longitud (longitud < 0.2) para evitar la curvatura multiaxial y la inestabilidad mecánica. Sus características principales son:

- Se aplica en películas delgadas.
- No se requiere conocimiento de propiedades elásticas.
- Ensayos sencillos.
- Amplio rango de materiales a analizar.

II.6.2.- Métodos semi destructivos

Una característica de los métodos semi destructivos es la inducción de una pequeña perforación o ranura (sin inutilizar la operación del componente) que permite la relajación de campo de esfuerzos residuales locales en una zona determinada [Treuting, 1950]. Los métodos semi destructivos tienen como desventaja la falta de precisión, longitud de penetración baja y suelen ser costosos.

II.6.2.1.- Método de barreno (hole drilling)

Se utiliza para la determinación experimental de esfuerzos residuales existentes en la superficie de componentes mecánicos. En esta técnica se pegan un conjunto de galgas extensométricas (roseta) alrededor del barreno (Figura II.4) a una distancia del borde del agujero de 0.5 a 1.5 veces el diámetro del agujero, las galgas están orientadas a 0°, 45° y 90° [Beaney y Procter, 1974] y [Beaney, 1976] y se miden los cambios de deformación causados por la remoción del material que se encuentra bajo el efecto de esfuerzos residuales cuando se hace el barreno. Sin embargo, se ha limitado en general, a la determinación promedio de esfuerzos residuales en la capa superficial de la parte que se penetró por el agujero perforado (normalmente alrededor de 1.6 mm o 3.2 mm de profundidad) [Flaman y Manning, 1985]. Entre las desventajas de esta técnica, se hallan la dificultad para interpretar los datos, incertidumbres asociadas a las dimensiones del agujero, sensibilidad a la deformación, así como la rugosidad de la superficie [Wern, 1997]. Entre sus características destacan:

- Método más popular en la práctica.
- Método rápido y sencillo.
- Método portátil.
- Bajo costo de equipos.
- Puede emplearse en materiales (metálicos, plásticos y cerámicos).

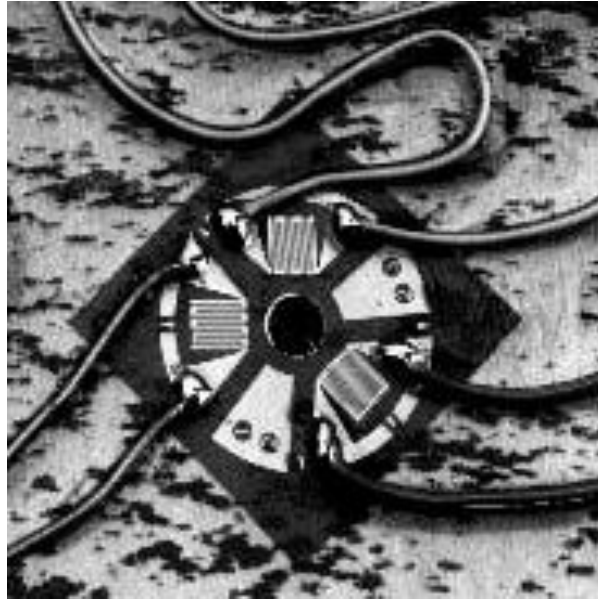


Figura II.4.- Posición de galgas rectangulares en roseta

II.6.2.2.- Método del barreno profundo (Depth hole method)

El método estima la distribución de esfuerzos residuales a través del espesor de un componente, midiendo el cambio de diámetro en un barreno de referencia. Esto se efectúa midiendo el diámetro del barreno, la trepanación de un núcleo de material alrededor del agujero y, finalmente, volver a medir el diámetro del agujero. La técnica se emplea en aceros con un espesor mayor a 50 mm, es uno de los pocos métodos aplicables para medir esfuerzos residuales a través del espesor del material.

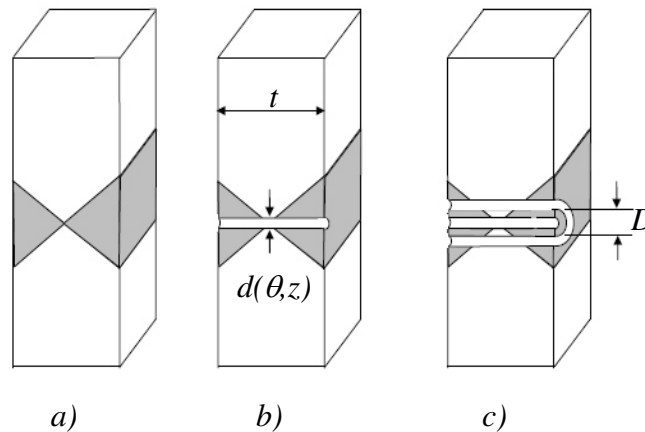


Figura II.5.- Representación del método del barreno profundo [DeWald y Hill, 2003].

II.6.2.3.- Método del anillo anular (ring core)

En este método es ampliamente usado, se extiende el método con la incorporación de un transductor adicional en la dirección del desplazamiento vertical, lo que permite la determinación del esfuerzo residual triaxial [Wern, 1997]. El método involucra una perforación en forma anular en la superficie del componente a medir, dejando la parte superior del núcleo central separado del material de alrededor. Esta separación provoca la liberación de una parte de los esfuerzos residuales presentes en el núcleo. La deformación que ocurre sobre el lado de la cara del núcleo puede medirse con galgas extensométricas. La roseta empleada para este método es una combinación de tres rejillas superpuestas, cada una desplazada por 45° [Keil, 1992]. El método se caracteriza por ser lento y su uso se limita en laboratorios de pruebas.

II.6.3.- Métodos no destructivos

Los métodos no destructivos relacionan los parámetros físicos y cristalográficos con los esfuerzos residuales [Kandil y asociados, 2001]. Los métodos no destructivos permiten la determinación de las tensiones residuales en un componente, sin la necesidad del arranque de material o destrucción del componente. Dichos métodos miden la distribución de la deformación de las redes inter-granulares, es decir, la relación existente entre los parámetros físicos y cristalográficos contra los esfuerzos residuales [Handbook of Measurement of Residual Stresses, 1996]. Tiene como desventajas ser métodos indirectos y los resultados están influenciados por parámetros del material como la microestructura y sus defectos. Ruud, [2002] agrupa diversas técnicas de medición de esfuerzos residuales de manera no destructiva y destructiva:

II.6.3.1.- Método de difracción de rayos X

La técnica de difracción de rayos- X tiene la capacidad de medir la red cristalina de los granos y calcular la deformación en la red cristalina producida por los esfuerzos residuales, esto es, asumiendo una distribución lineal elástica de la red cristalina [Prevéy, 1986] y [Lambrineas y asociados, 1987]. Los valores de esfuerzo se obtienen de las deformaciones elásticas en los cristales conociendo las constantes elásticas efectivas del material y suponiendo que el esfuerzo es proporcional a la deformación, lo cual es razonable para materiales homogéneos e

isotrópicos. La variación de las micro-deformaciones son causadas por varias fuentes, las cuales causan deformaciones no homogéneas dentro de cada grano o entre los granos sobre los cuales los macro-esfuerzos están siendo determinados [Ruud, 2002].

Aunque la difracción de rayos X se puede utilizar en principio en cualquier material sea metálico o cerámico, surgen dificultades cuando el material posee un tamaño de grano grande [Prevéy, 1986]. Los rayos X pueden tener una penetración de alrededor de 0.1 mm. Sus principales características son:

- Convencionalmente valora esfuerzos existentes en la superficie del componente.
- Restricción en las medidas a la superficie de la pieza.
- Mide macro y micro tensiones residuales.
- Buena precisión y resolución.
- Método costoso.
- Limitado al acabado superficial de la pieza.
- Dificultad para medir esfuerzos en superficies curvas.
- Ideal para regiones de alta tensión de gradiente.

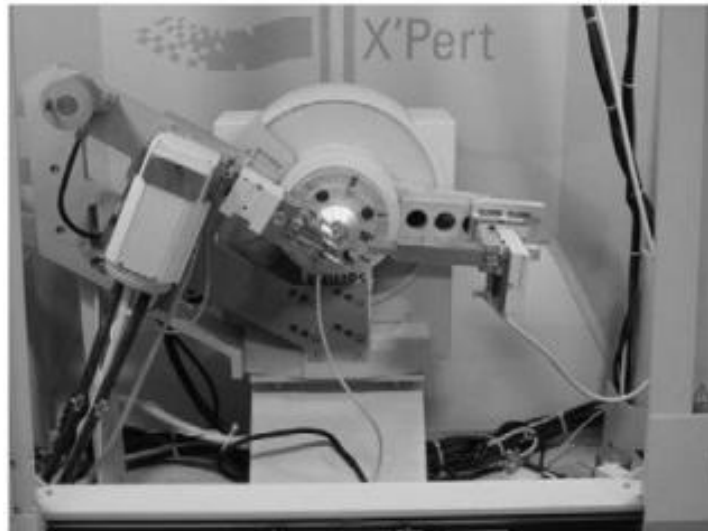


Figura II.6.- Difractómetro de rayos-X

El mayor inconveniente se presenta en la restricción de las medidas, por la técnica convencional a la superficie de la pieza, aunque esta limitación es relativa en la mayoría de las situaciones puesto que la totalidad de los fallos producidos por corrosión bajo tensión y la mayor parte de los de fatiga tienen su origen en la periferia del componente por lo que el interés se centra en conocer el estado tensional en esta zona.

II.6.3.2.- Método de difracción de neutrones

El método se basa en la medición del efecto que tiene los esfuerzos presentes en el material sobre la red cristalina, midiendo los cambios las deformaciones y calculando los esfuerzos residuales en la dispersión de ondas, las cuales producen picos de difracción máximos, donde la posición de estos picos está dado por la ley de *Bragg* [*Lambrineas y asociados, 1987*]. Su penetración puede ser de varios centímetros en la mayoría de los metales, debido a que los neutrones son enérgicos y sin carga, permite la determinación de la tensión dentro del material. Es posible medir volúmenes de 100 mm³ en aluminio o 25 mm³ en acero con resolución espacial alta [*Withers y Bhadeshia, 2001*]. Se caracteriza por ser un método costoso y aún cuando requiere de tiempos largos para las pruebas, permite validar modelos teóricos y numéricos, tiene capacidad para recabar grandes cantidades de datos y se limita a medir esfuerzos con profundidad menor de 50 mm.

II.6.3.3.- Método ultrasónico o acústico

El método de ultrasonido se basa en la medición de la velocidad de propagación de las ondas ultrasónicas, dicha velocidad cambia con la presencia de esfuerzos en el espécimen evaluado [*Masubchi, 1980*]. Su principal característica es que es extremadamente rápido de aplicar, de bajo costo y de gran precisión para la determinación de tensiones en granel hasta 10 mm de profundidad. Es sensible a la microestructura, textura y deformación plástica del material. La medición de la variación de propagación de ondas de sonido por medio de ultrasonido incluyen [*Parlane, 1979*]: *birrefringente, atenuación y goniometría*.

II.6.3.4.- Método electromagnético (ruido de *Barkhausen*)

El método electromagnético se basa en el hecho de que todos los materiales ferromagnéticos poseen una estructura tipo de dominio. Cuando a un material ferromagnético se le aplica un

esfuerzo, la orientación del dominio es alterado, causando un aumento en el dominio del material cuando está presente un esfuerzo de tensión, o una disminución en el dominio cuando está presente un esfuerzo de compresión, denominando esta alteración como *Ruido de Barkhausen* [Wither y Bhadeshia, 2001] y [Ruud, 2002]. Los métodos electromagnéticos se utilizan para determinar varias propiedades físicas diferentes que se relacionan con el campo de tensiones residuales en el material.

II.7.- Selección del método de medición de esfuerzos residuales

La selección de la técnica de medición adecuada depende de muchos factores [Kandil y colaboradores, 2001] como es la calidad de la información que se quiere obtener, costo del análisis, disponibilidad del equipo, tamaño de la muestra y número de réplicas, naturaleza del material y sobre todo la eficacia de la medición. Presentan una serie de tablas de referencia que ayudan a seleccionar el método de medición de esfuerzos residuales más adecuado tomando en cuenta aspectos prácticos, tales como; costos, disponibilidad de equipos, la portabilidad, la medida de la velocidad, la existencia de procedimientos estándar y nivel de experiencia y conocimientos requeridos (Tablas II.2, II.3, II.4).

Tabla II.2.- Materiales a emplearse con diferentes técnicas para medir esfuerzos residuales

Método	Material	Cristalino o amorfo	Condición de superficie
Método del barreno.	Metales. Plásticos. Cerámicos.	Ambos.	La preparación no debe afectar a los esfuerzos.
Remoción de material.	Todos.	Ambos.	No crítico.
Difracción de rayos-X.	Metales. Cerámicos.	Cristalino.	Importante.
Difracción de neutrones.	Metales. Cerámicos.	Cristalino.	No crítico.
Electromagnético.	Materiales ferro-magnéticos.	Cristalino.	No Crítico.

Ultrasonido.	Metales. Cerámicos.	Cristalino.	No crítico.
--------------	------------------------	-------------	-------------

Tabla II.3.- Ventajas y desventajas de las técnicas para medir esfuerzos residuales

Método	Ventajas	Desventajas
Método del barreno	Rápido y simple. Sistema portable. Disponibilidad. Amplio rango de materiales.	Interpretación de datos. Destructivo. Limitada sensibilidad y resolución a la deformación.
Remoción de materia	Relativamente simple. Amplio rango de materiales. Combinación con otras técnicas.	Limitado a formas simples. Destructivo.
Difracción de rayos-X	Versatil. Amplio rango de materiales. Sistema portable. Medición de macro y micro esfuerzos.	Mediciones básicas. Componentes pequeños.
Difracción de neutrones	Excelente penetración y resolución. Medición de macro y micro esfuerzos. 3D.	Personal especializado.
Electromagnético	Muy rápido. Amplia variedad de técnicas magnéticas. Sistema portable.	Sólo a materiales ferromagnéticos. Separar la señal originada por la microestructura de la señal debida a los efectos de los esfuerzos.
Ultrasonido	Muy disponible	Resolución limitada

	Muy rápido Bajo costo Sistema portable	Interpretación de resultados
--	--	------------------------------

Tabla II.4- Características de los métodos de medición de esfuerzos residuales

Método	Resolución	Penetración	Tipo de esfuerzo	Estado de esfuerzo
Método del barreno.	50-100 μm	Diámetro del Barreno.	Macro.	Uniaxial. Biaxial.
Remoción de material.	Depende del material y método de medición.	Toda la sección transversal.	Macro.	Uniaxial. Biaxial.
Difracción de rayos-X.	20 μm	5 μm – Ti 50 μm - Al	Macro. Micro.	Uniaxial. Biaxial.
Difracción de neutrones.	500 μm	100 mm – Al 25 μmm – Fe 4 mm - Ti	Macro. Micro.	Uniaxial. Biaxial.
Electromagnético.	1 mm	20 -30 μm (Barkhausen).	Macro.	Uniaxial. Biaxial.
Ultrasonido.	5 mm	Superficial.	Macro.	Uniaxial. Biaxial.

II.8.- Sumario

En este capítulo se definieron los esfuerzos residuales, como se generan y los efectos que producen en el material, ya que influyen en el comportamiento mecánico del componente, debido a que se adicionan a las cargas aplicadas en el material. También, se describió la clasificación de los esfuerzos residuales por algunos autores y los principales métodos de medición de los esfuerzos residuales en el área de ingeniería; de ahí la importancia de conocer la variedad de métodos de medición de esfuerzos residuales. Algunos destructivos, mientras que otros pueden ser utilizados sin alterar significativamente el componente.

II.9.- Referencias

- Beaney, E. M. y Procter, E., A critical evaluation of the centre hole technique for the measurement of residual stresses, *Strain*, pp 7-14, 1974.
- Beaney, E. M., Accurate measurement of residual stress on any steel using the centre hole method, *Strain*, pp 99-106, 1976.
- DeWald, A. T. y Hill, M. R., Improved data reduction for the deep-hole method of residual stress measurement, *Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, Vol. 38, No. 1, pp 65-78, 2003.
- Fitzpatrick, M. E., Fry, A. T., Holdway, P., Kandil, F. A., Shackleton, J. y Suominen, L., Measurement good practice guide No. 52, *Determination of Residual Stress by X ray Diffraction – Issue 2*, National Physical Laboratory, 2005.
- Flaman, M. T. y Manning, B.H., Determination of residual-stress variation with depth by the hole-drilling method, *Experimental Mechanics Springer*, Vol. 25, No. 3, pp 205-207, 1985.
- Handbook of Measurement of Residual Stresses*, Society for Experimental Mechanics, Inc., pp 23-46, 1996.
- Huang, D. J., Mayo, W. E. y Chen, Y., Residual stress measurement in time-controlled quenched austenitic stainless steel, *Experimental Mechanics*, pp 359-363, 1987.
- Kandil, F. A., Lord, J. D., Fry, A. T. y Grant, P. V., A review of residual stress measurement methods; A guide to technique selection, *Proyect CPM 4.5, Measurement of Residual Stress in Components*, NPL Report MAT(A) 04, 2001.
- Keil, S., Experimental determination of residual stresses with the ring-core method and non-line measuring system, *Experimental Techniques*, pp 17-24, 1992.
- Lambrineas, P., Finlayson, T. R., Griffiths, J. R., Howard, C. J. y Smith, T. F., Neutron diffraction residual stress measurement on thin steel plate, *NDT International*, Vol. 20, pp 285-290, 1987.
- Macherauch, E. y Kloos, K. H., Origin, measurement and evaluation of residual stresses, *Residual Stresses in Science and Technology*, Vol. 1, pp 3-26, 1986.
- Masubuchi, K., *Analysis of Welded Structures*, pp 92-94, 1980.
- Mordfin, L., Measurement of residual stresses: problems and opportunities, *National Bureau of Standards, Residual Stress for Designers and Metallurgists*, pp 12-45, 1992.

- Mordfin, L., Measurement of residual stresses; Problem and opportunities, *Residual Stress for Designers and Metallurgist*, pp 189-209, 1992.
- Parlane, A. J. A., The determination of residual stresses; A review of contemporary measurement techniques, *Residual Stresses in Welded Construction and their Effects*, pp 63-78, 1979.
- Prevéy, P. S., X-ray diffraction residual stress techniques, *Metals Handbook 10*, Ed. American Society for Metals, pp 380-392, 1986.
- Prime, M. B., Residual stress measurement by successive extension of a slot; The crack compliance method, *Applied Mechanics Reviews*, Vol. 52, pp 75-96, 1999.
- Ruud, C., Measurement of residual stresses, *Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel*, pp 99-117, 2002.
- Sachs, G. y Espey, G., The measurement of residual stresses in metal, *The Iron Age*, pp 63-71, 1941.
- Schwaighofer, J., Determination of residual stresses on the surface of structural parts, *Experimental Mechanics*, Vol. 4, pp 54-56, 1964.
- Treuting, R. G. y Read Jr., W. T., A mechanical determination of biaxial residual stress in sheet materials, *Journal of Applied Physics*, pp 130-134, 1950.
- Wern, H., A new approach to triaxial residual stress evaluation by the hole drilling method, *Strain*, pp 121-125, 1997.
- Wishart, H. B., Residual stress state produced in metals by various processes, *Residual Stress Measurement*, pp 96-108, 1952.
- Withers, P. J. y Bhadeshia, H. K. D. H., Residual stress Part 1 – Measurement technique, *Materials Science and Technology*, pp 355-365, 2001.
- Wyatt, J. E. y Berry, J. T., A new technique for the determination of superficial residual stresses associated with machining and other manufacturing processes, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 171, No. 1, pp 132-140, 2005.

Capítulo III

Resortes

III.1.- Generalidades

Se define resorte como un dispositivo mecánico destinado a almacenar energía cuando está deformado y a restituir una cantidad de energía equivalente cuando se relaja [ISO 2162-3, 1993]. Los resortes o muelles, que son elementos mecánicos utilizados en una gran diversidad de máquinas y se emplean para una gran variedad de fines; para ejercer fuerzas, proporcionar flexibilidad, absorber energía de deformación elástica y/o cargas de choque. Por ejemplo, como muelles de chasis de automóviles y como resortes de topes de ferrocarril, como elementos de motores o fuentes de energía, en relojes para producir una presión o fuerza. Así como, a fin de mantener presión entre las superficies de fricción de embragues o para mantener el contacto entre una leva y su seguidor y/o para absorber vibraciones [Faires, 1977]. La clasificación de los resortes puede realizarse desde diferentes parámetros [Martínez, 2003] (Figura III.1):

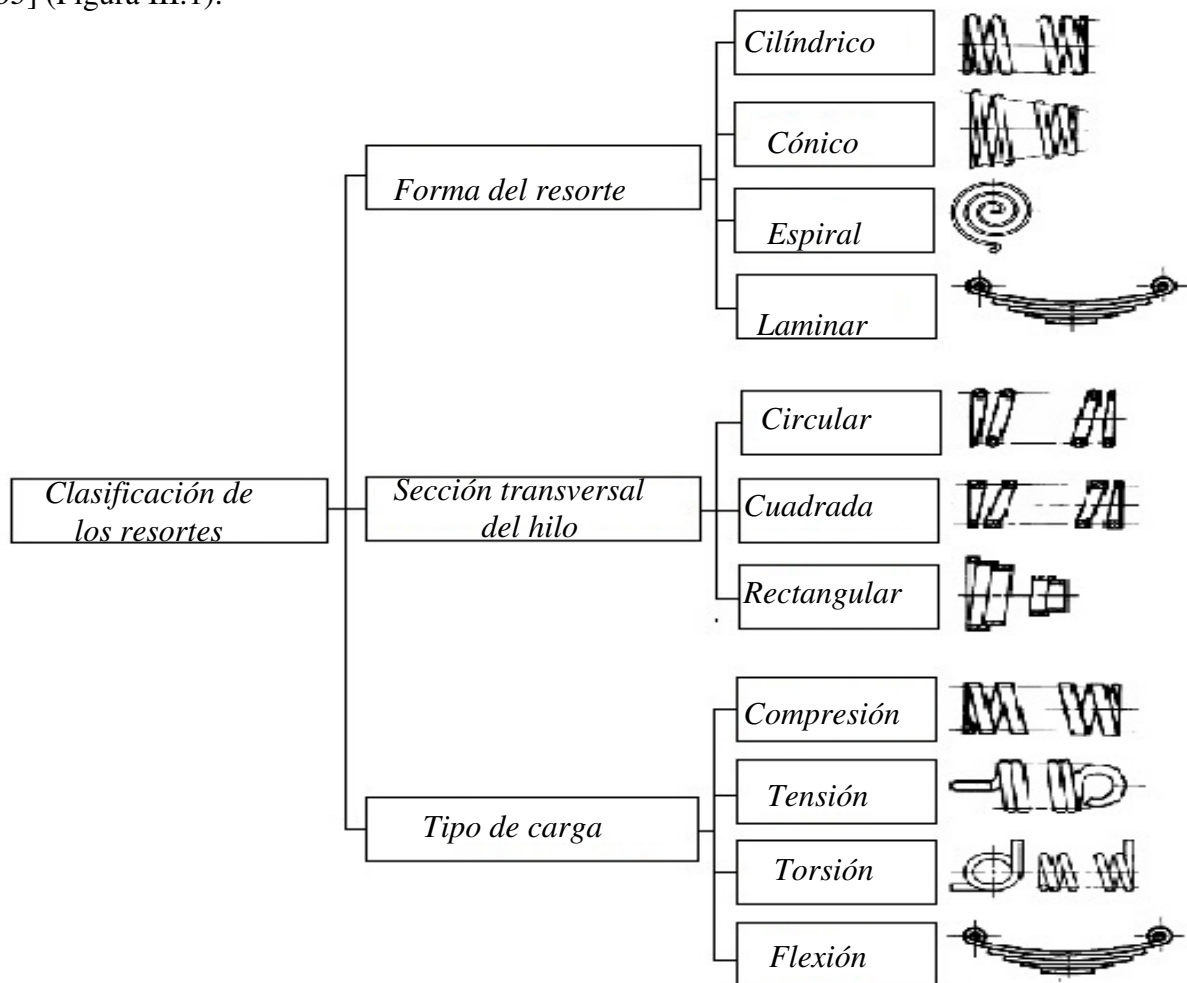


Figura III.1.- Clasificación de los resortes

Existen diferentes tipos de resortes, cada uno de ellos con sus aplicaciones determinadas y entre las aplicaciones más comunes de los resortes se pueden hallar:

- Para absorción de energía o cargas de choque.
- Para ejercer fuerza o mantener posición.
- Como aislador de vibraciones en vehículos.
- Como elemento motor o fuente de energía.
- Para equilibrar o medir fuerzas, como el caso de las balanzas de resorte.
- Para convertir deformación en fuerza como los elementos de medición.

III.2.- Tipos de resortes

De acuerdo al esfuerzo de deformación predominante, su forma y aplicación, los resortes suelen clasificarse en [Tulio, 2013]:

- Resortes de efecto de torsión.
 - a. Espira helicoidal (circular o rectangular) y envolvente cilíndrica.
 - b. Espira helicoidal (circular o rectangular) y envolvente cónica.
 - c. Tipo barra.
 - d. Bloque elastomérico.
- Resortes de efecto flexional.
 - a. Tipo espiral.
 - b. Tipo disco.
 - c. Láminas, también llamados ballestas.
- Resortes de efecto axial.
 - a. Tipo anular cerámico o metálico.
 - b. Tambor elastomérico.

III.2.1.- Resortes de compresión

Los resortes de compresión están destinados a soportar esfuerzos de compresión, impacto y choque. Por lo que son susceptibles a disminuir su volumen cuando se aumenta la presión ejercida sobre ellos, convirtiéndose en los dispositivos de almacenamiento de energía

disponible más eficientes [Kenneth y McKee, 1991]. Representan la configuración más común utilizada en el mercado actual. Según la forma del resorte, desde el punto de vista de los Ingenieros Mecánicos, se puede encontrar resortes de compresión de diferentes formas:

- Resorte helicoidal cilíndrico.
- Resorte helicoidal de estampación.
- Resorte helicoidal cónico.
- Resorte helicoidal bicónico
- Arandelas elásticas.

III.2.1.1.- Resorte helicoidal cilíndrico de compresión

Este tipo de resorte, es de uso general, comúnmente se emplea en válvulas, engrasadores, amortiguadores, etc. Está formado por un hilo de acero de sección redonda, cuadrada u ovalada (Figura III.2). Así como, enrollado en forma de hélice cilíndrica a la izquierda o a la derecha y a su vez con paso uniforme o variable (Figura III.3). Los resortes helicoidales de sección redonda son los que presentan mejores atributos, debido a que soportan tensiones inferiores a los otros tipos de sección. Por otro lado, los resortes helicoidales de sección cuadrada, presentan una mayor tensión respecto a los muelles de sección redonda. La duración de estos resortes es ligeramente inferior, debido a una distribución de las tensiones más desfavorable.



Figura III.2.- Resorte helicoidal de compresión con alambre redondo, cuadrado y ovalado

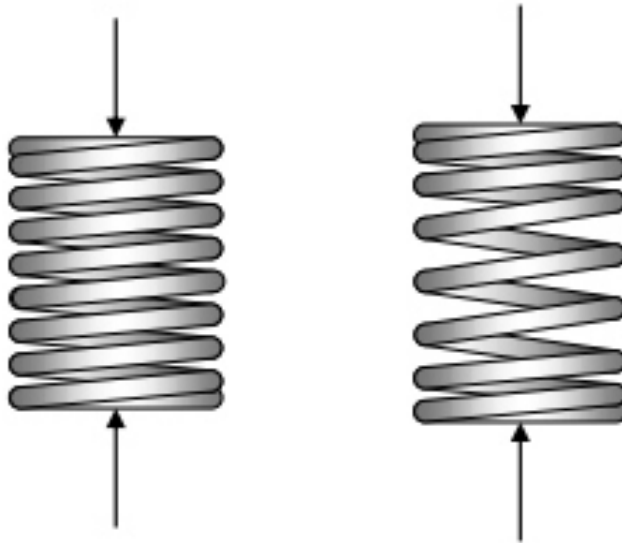


Figura III.3.- Resorte helicoidal de compresión con paso uniforme y variable

Por último, los resortes helicoidales de sección ovalada, presentan una mayor tensión respecto a los resortes de sección redonda. La duración de estos resortes es ligeramente inferior debido a una distribución de las tensiones más desfavorable. La diferencia entre un paso variable o uniforme es que en un resorte con paso uniforme la relación entre la fuerza ejercida y la deformación es lineal (en teoría). Mientras que con un paso variable esta relación no es proporcional. Con esta variante se logra obtener una mayor fuerza para un determinado desplazamiento comparado con otro resorte dimensionalmente igual pero de paso constante. En aplicaciones especiales en que se necesita eliminar el efecto de resonancia, esta es una solución de la misma. Para conseguir un buen apoyo y un funcionamiento correcto, los extremos del resorte han de presentar superficies de apoyo planas y perpendiculares a su eje. Por este motivo, las dos espiras de los extremos (espiras de apoyo) están más próximas entre sí (disminución del paso) y rectificadas cuando sea necesario. A su vez, las espiras de los extremos se pueden presentar enrolladas con un diámetro más pequeño, para facilitar su montaje en cilindros con ensanche lateral.

III.3.- Configuración de resortes helicoidales en compresión

Es importante describir los diferentes términos que se emplean al diseñar resortes de compresión. La Figura III.4 se utiliza como referencia.

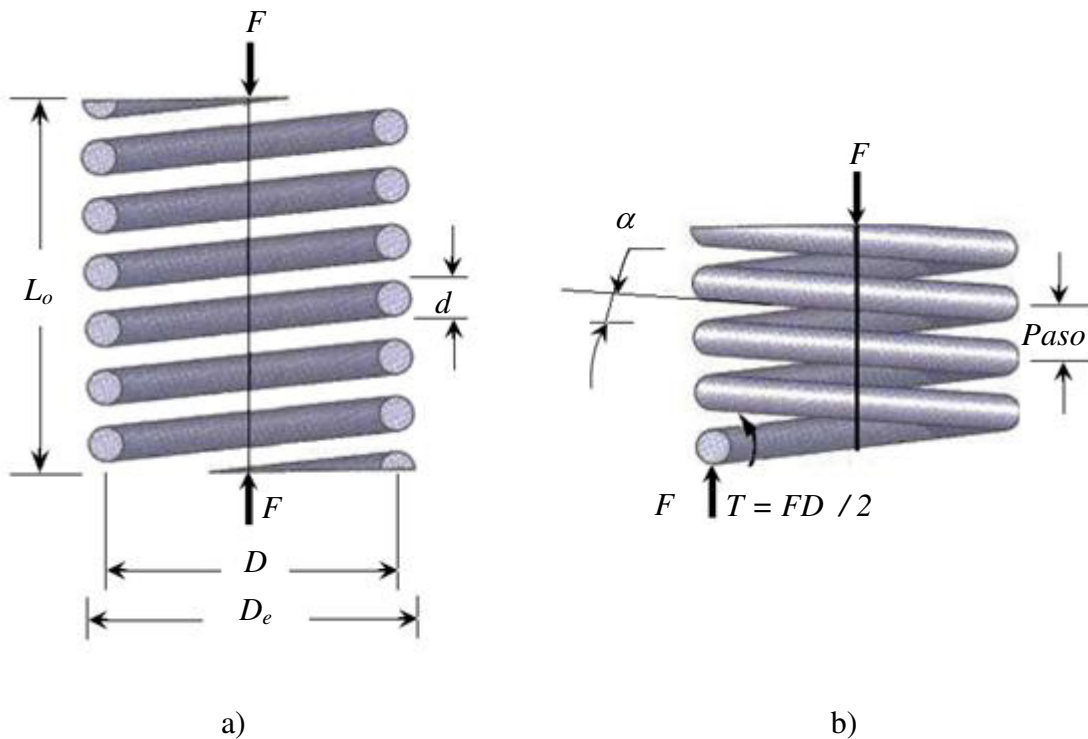


Figura III.4.- Nomenclatura para resortes helicoidales. a) Resorte helicoidal con carga axial. b) Diagrama de cuerpo libre, alambre sometido a cortante directo y a cortante torsional [Shigley y Mischke, 2003].

En un resorte de compresión se pueden definir tres tipos de diámetros. El diámetro exterior (D_e), que es la dimensión de la superficie cilíndrica envolvente exterior del resorte. Se especifica cuando un resorte opera en una cavidad. El diámetro interior (D_i) se especifica cuando el resorte opera sobre una barra. El diámetro medio (D) es el diámetro exterior menos el diámetro del alambre. Asimismo, el diámetro del alambre (d) suele ser redondo, ya que es la forma más económica.

Como se mostró anteriormente, existen diferentes formas para el alambre. El alambre rectangular es utilizado en situaciones en las que el espacio es limitado. Por lo general para reducir la altura sólida. En este trabajo de tesis se trabajará con alambre redondo. El cálculo del diámetro necesario del alambre es uno de los resultados más importantes del diseño de resortes. Es muy común instalar los resortes en orificios cilíndricos, o bien alrededor de un vástago. Cuando eso sucede, deben proporcionarse holguras adecuadas. El diámetro de la espiral aumenta cuando se comprime un resorte. Este aumento, aunque pequeño, debe ser

considerado cuando los espacios libres puedan ser un problema. Por lo que, el diámetro interior de un orificio alrededor del resorte debe ser mayor que el diámetro exterior del resorte, para eliminar el frotamiento. Se recomienda dar una holgura diametral inicial de una décima del diámetro del alambre para resortes de 12 mm (0.5 pulgadas) de diámetro mayor. Si se requiere un cálculo más preciso del diámetro exterior del resorte, se puede emplear la fórmula siguiente, del De en el estado de longitud comprimida:

$$De = \sqrt{D^2 + \frac{p^2 - d^2}{\pi^2}} + d \tag{III.1}$$

El paso (p) es la distancia medida paralela al eje desde el centro de una espira hasta el centro de la espira adyacente. La Figura III.5 muestra el denominado ángulo de paso. Se observa que mientras mayor es este ángulo, las espiras parecen estar más inclinadas. La mayor parte de los diseños prácticos de resortes tienen un ángulo de paso menor que 12° [Taktak y asociados, 2014]. Si el ángulo es mayor, se desarrollan en el alambre esfuerzos de compresión indeseables.

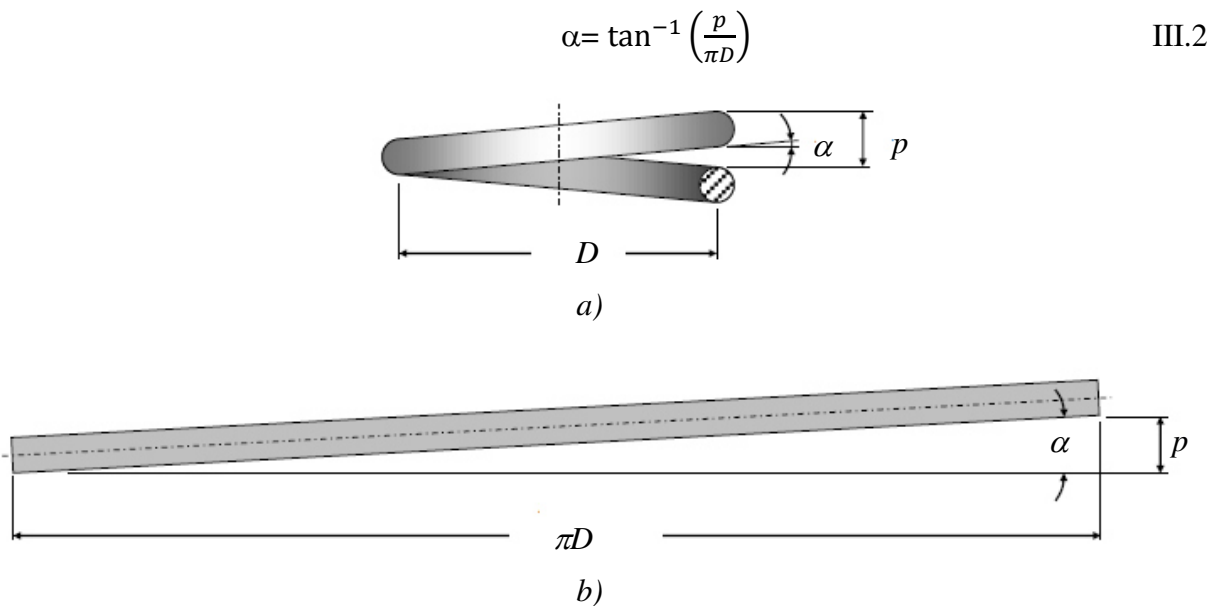


Figura III.5.- Ángulo de paso, α . a) Una espira del resorte de paso, p .
 b) Espira completa estirada [Faires, 1977]

La longitud libre (L_o) es la longitud total medida en paralelo al eje cuando el resorte está en estado libre o sin carga. Si las cargas no son conocidas, la longitud libre debe ser especificada. La longitud sólida (L_s) es la longitud del resorte cuando se encuentra cargado con la fuerza suficiente como para cerrar todas sus espiras. Esta puede variar de acuerdo al tipo de extremo. La deformación que provoca alcanzar la longitud sólida se puede calcular de la siguiente manera:

$$\delta_{sol} = L_o - L_s \quad \text{III.3}$$

El número de espiras se define como el número de vueltas del alambre. Se distingue entre el número de espiras totales (N_t) y el número de espiras activas (N_a). La diferencia entre N_t y N_a es igual al número de espiras inactivas, que son las espiras de los extremos. Los resortes pueden estar fabricados con el enrollamiento del alambre hacia la derecha o hacia la izquierda. Hasta aquí se comprendería todos los elementos que conforman la geometría de un resorte helicoidal de compresión. Otros parámetros de gran importancia a la hora de diseñar y fabricar el resorte son el índice del resorte y la constante elástica del resorte [Atkin, 1980].

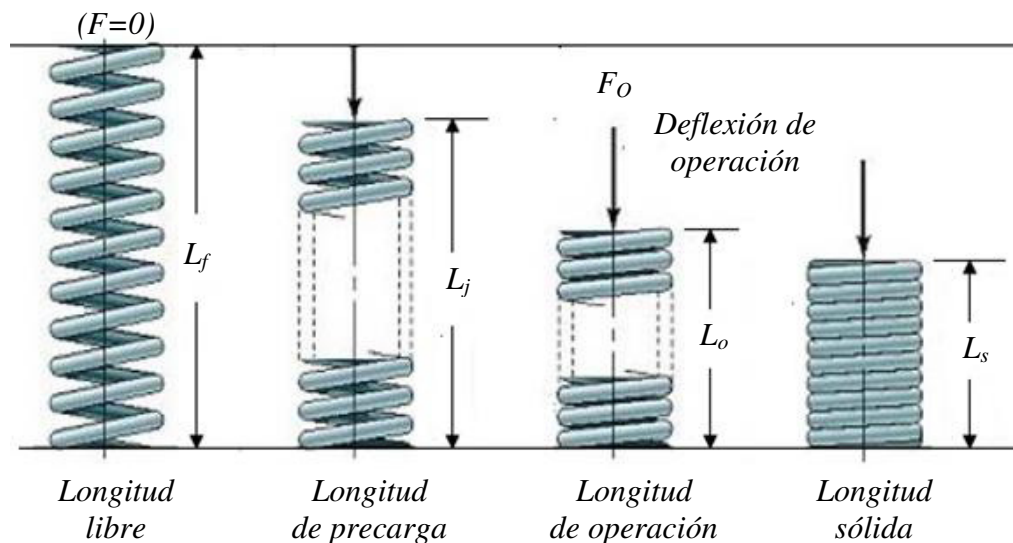


Figura III.6.- Longitudes de los resortes de compresión [Mott, 1995].

III.4.- Extremos de los resortes helicoidales de compresión

Los extremos de los resortes helicoidales de compresión, suelen utilizar cuatro tipos de extremos [Mott, 1995]:

- Escuadra simple.
- Escuadra y rectificado.
- Escuadra o cerrado.
- Simple y rectificado.

Los extremos simples resultan del corte de las espiras, dejando los extremos con el mismo paso que el resto del resorte. Se trata de la terminación más económica, pero no permite buena alineación con la superficie contra la cual se oprime el resorte. Las espiras terminales se rectifican planas y perpendiculares en el eje del resorte para conseguir superficies normales para la aplicación de carga. Cuadrar los extremos implica doblar las espiras terminales y aplastarlas para eliminar su paso. Con eso se mejora la alineación. Para una correcta operación se recomienda una superficie plana en la espira terminal de por lo menos 270° . Al combinar el aplastado con el rectificado se consigue una superficie de aplicación de la carga [Reza y colaboradores, 2011]. Este es el tratamiento de mayor costo, pero es el recomendado, sin embargo, para resortes de maquinaria, a menos de que el diámetro del alambre sea muy pequeño (<0.02 pulgadas, es decir, 0.5 mm) en cuyo caso, se doblan sin rectificar.

La Tabla III.1 proporciona una forma sencilla de calcular los valores más característicos de los resortes de compresión en función del diámetro del alambre (d) y el número de espiras activas (N_a) que no es lo mismo que el número de espiras totales. Cuando se comparan los resultados e información desarrollada por diferentes autores [Norton, 1999], [Mott, 1995] y [Hamrock, 2000] se observa que existe coincidencia con la información contenida en la Tabla III.1. Donde [Deutchman, 1975] sólo distingue entre extremos a escuadra rectificados y sin rectificar. Además, afirma que el número de espiras activas para extremos sin rectificar es de:

$$N_a = N_t - 1.5 \quad \text{III.4}$$

Mientras que [Shigley y Mischke, 2003] sugiere que los extremos a escuadra y rectificados dan una longitud sólida de:

$$L_s = (N_t - a) d$$

III.5

Donde a varía, con un promedio de 0.75. Por lo cual el valor de la longitud sólida para una terminación a escuadra y rectificado. La verificación de estas variaciones consiste en tomar resortes de un fabricante particular, cerrarlos hasta su longitud sólida y medir su altura. Otra manera es inspeccionar el resorte y contar los diámetros del alambre en el apilamiento sólido.

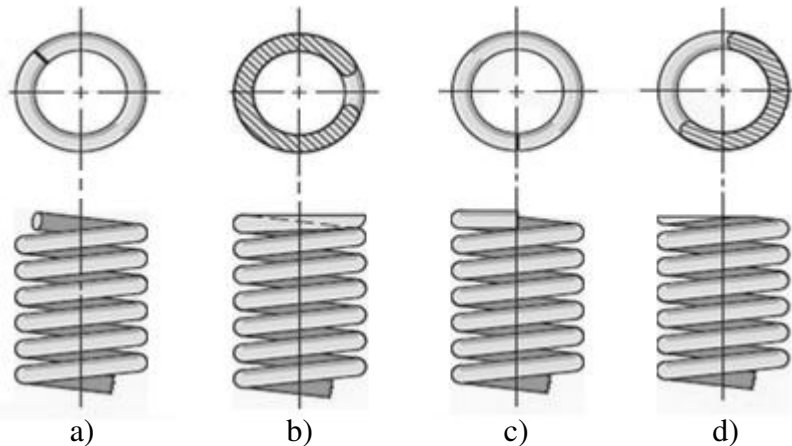


Figura III.7.- Extremos de resortes de compresión. a) Extremo simple. b) Extremo a escuadra y rectificado. c) Extremo a escuadra o cerrado. d) Extremo simple y rectificado [Mott, 1995].

Tabla III.1.- Fórmulas para calcular resortes de compresión

	Tipo de terminación			
	Extremo simple	Simple y rectificado	A escuadra o cerrado	A escuadra y rectificado
Espiras en extremos	0	1	2	2
Espiras totales	N_a	$N_a + 1$	$N_a + 2$	$N_a + 2$
Longitud libre, L_f	$d + pN_a$	$P(N_a + 1)$	$3d + pN_a$	$2d + pN_a$
Longitud sólida, L_s	$d(N_t + 1)$	dN_t	$d(N_t + 1)$	dN_t
Paso, p	$(L_f - d) / Na$	$L_f / (Na + 1)$	$(L_f - 3d) / Na$	$(L_f - 2d) / Na$

III.5.- Esfuerzos en resortes helicoidales de alambre redondo

Seccionando el resorte en algún punto, se separa una parte de él y se sustituye por el efecto de las fuerzas internas. Por lo tanto, como se indica en la Figura III.4b, la parte seccionada ejercerá una fuerza cortante directa F y un momento de torsión T en la parte restante del

resorte. Si se hace una superposición, el esfuerzo máximo en el alambre se puede calcular mediante la ecuación:

$$\tau_{\text{máx}} = \pm \frac{Tr}{J} + \frac{F}{A} \quad \text{III.6}$$

Donde el término Tr/J es la fórmula del *esfuerzo máximo por torsión*. Sustituyendo en dicha fórmula $T = FD/2$, $r = \pi d / 2$, $J = \pi d^4 / 32$ y $A = \pi d^2 / 4$ se obtiene:

$$\tau = \frac{8FD}{\pi d^3} + \frac{4F}{\pi d^2} \quad \text{III.7}$$

En esta ecuación [Shigley y Mischke, 2003] ha omitido, por innecesario, el subíndice que indica el valor máximo de esfuerzo cortante. Se conservan los signos positivos de la Ecuación III.6 y por tanto la Ecuación III.7 expresa el esfuerzo cortante en la fibra del lado interior del resorte. Ahora se definirá el *índice de resorte* como una medida de la curvatura de las vueltas.

$$C = \frac{D}{d} \quad \text{III.8}$$

Obsérvese que este índice indica la agudeza o valor relativo de la curvatura de la espira, de modo que un índice bajo corresponde a una elevada agudeza de la curvatura (muy cerrada). Con esta relación, la Ecuación III.8 se obtiene:

$$\tau = \frac{8FD}{\pi d^3} \left(1 + \frac{0.5}{C} \right) \quad \text{III.9}$$

Por lo que y si

$$K\sigma = \left(1 + \frac{0.5}{C} \right) \quad \text{III.10}$$

Entonces

$$\tau = K_S \frac{8FD}{\pi d^3} \quad \text{III.11}$$

Donde K_s se denomina *factor de multiplicación del esfuerzo cortante*. Este factor se puede obtener en la Figura III.8 para valores usuales de C . En la mayor parte de los resortes, C varía desde, aproximadamente 6 hasta 12. La Ecuación III.11 es general y se aplica a cargas dinámicas y estáticas. Da el esfuerzo cortante máximo en el alambre, que se produce en la fibra del lado interior del resorte.

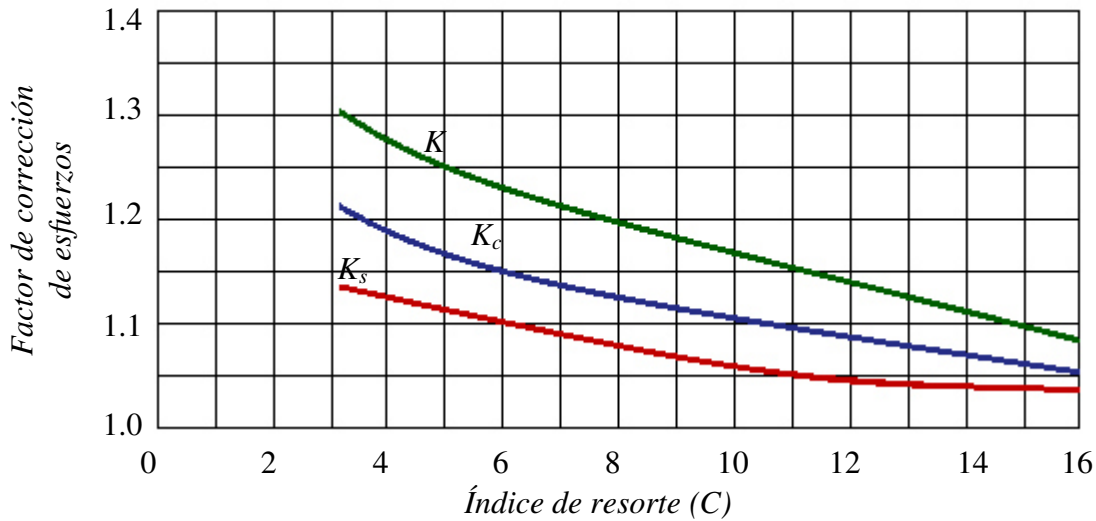


Figura III.8.- Valores de los factores de corrección de esfuerzo para resortes helicoidales, de tensión o compresión de alambre redondo [Shigley y Mischke, 2003].

La ecuación del esfuerzo se puede expresar como:

$$\tau = K \frac{8FD}{\pi d^3} \tag{III.12}$$

Donde K recibe el nombre de *factor de corrección de Wahl* [Wahl, 1963] este factor incluye el cortante directo y cualquier otro efecto debido a la curvatura. Como se indica en la Figura III.4b, la curvatura del alambre aumenta el esfuerzo por la parte interior del resorte, pero lo disminuye ligeramente en la exterior. El valor de K se obtiene de la ecuación:

$$K = \frac{4C-1}{4C-4} + \frac{0.615}{C} \tag{III.13}$$

Definiendo $K = K_c K_s$, donde K_c es el coeficiente de corrección para la curvatura y K_s es el coeficiente de correlación para la cizalladura directa.

$$K_c = \frac{K}{K_s} \quad \text{III.14}$$

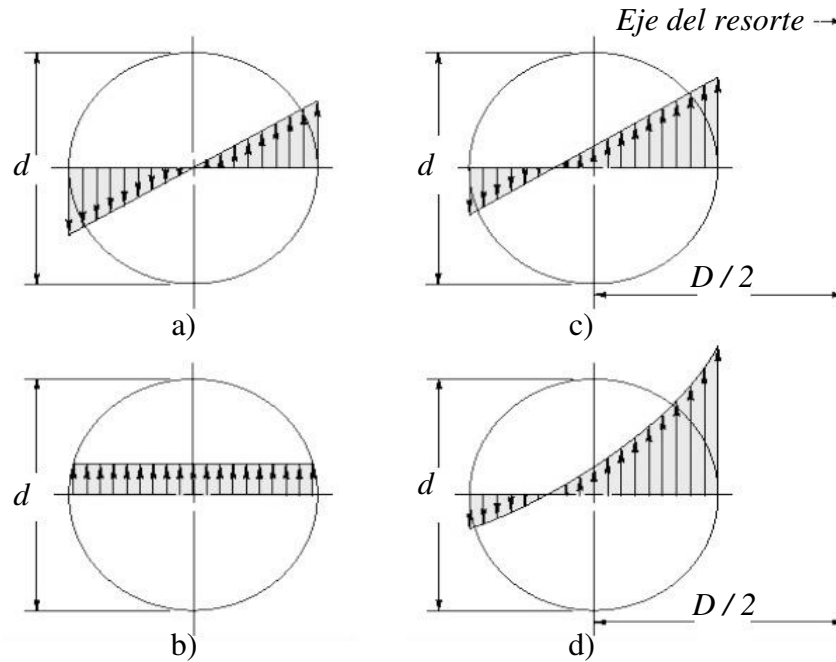


Figura III.9.- Superposición de esfuerzos en un resorte helicoidal. a) Esfuerzo cortante torsional puro. b) Esfuerzo cortante directo. c) Resultante de los esfuerzos cortantes directo y torsional. d) Resultante de los esfuerzos cortantes directo, torsional y por curvatura.

Las investigaciones de [Ancker y Goodier, 1958] muestran que el esfuerzo cortante por curvatura está sumamente concentrado en la parte inferior del resorte. Estos elementos sometidos sólo a cargas estáticas sufrirán fluencia en la fibra interior y aliviarán ese esfuerzo. Por tanto, tratándose de cargas estáticas, es posible despreciar el esfuerzo de curvatura y utilizar la Ecuación III.12. Para cargas de fatiga, K_c se utiliza como *factor de reducción de la resistencia a la fatiga*. Por consiguiente, la Ecuación III.12 determina el esfuerzo correcto, cuando la fatiga también es un factor a considerar. Los valores de K_c deben calcularse mediante las ecuaciones cuando C es pequeña. Otros valores se pueden hallar directamente en la Figura III.8.

III.6.- Esfuerzos de cálculo y esfuerzos del resorte considerado cerrado

Anteriormente se ha indicado que la resistencia mecánica de un metal es función de sus dimensiones y la variación de éstas puede ser importante en el diseño de resortes. Por los datos que se dispone en la literatura, sabemos que una ecuación de la forma:

$$\tau = \frac{Q}{d^x} \quad \text{III.15}$$

Donde se comprende de modo aproximado varias resistencias conocidas, siendo las constantes Q y x dependientes del material. En general, cuando menores son los diámetros de los alambres, más fuertes son éstos. Un resorte de compresión no debe llegar a estar completamente cerrado (tocándose las espiras) cuando se encuentre comprimido en funcionamiento, a causa de que la superficie de las espiras puede resultar perjudicada. Sin embargo, como los resortes en compresión trabajan con frecuencia como una masa sólida, se deben trabajar completamente cerrados durante su instalación o en su mantenimiento. Son proyectados de modo que una flecha o desviación ocasional no los estropee para evitar producir en ellos una deformación permanente. Los *esfuerzos de cierre* deben ser comprobados para cada cálculo. Si no es posible satisfacer fácilmente este requisito, el fabricante puede ayudar realizando una preconformación. Los alambres de mayor diámetro, de aproximadamente $d = 9.52$ a 12.70 mm (o bien $3/8$ a $1/2$ pulg) son enrollados en caliente y sometidos a tratamiento térmico después de formar la bobina. Según las recomendaciones de un fabricante, los *esfuerzos de cierre* admisibles en aceros aleados AISI 6150 y 9260 [Faires, 1977] son aproximadamente:

$$\tau = \frac{10980}{d^{0.31}} \frac{kg}{cm^2} \quad (d \text{ (en cm)} > 0.952 \text{ cm}) \quad \text{III.16}$$

$$\tau = \frac{117}{d^{0.31}} \text{ ksi} \quad (d \text{ (en pulg)} > 0.375 \text{ pulg}) \quad \text{III.17}$$

Cuando se utiliza la Ecuación III.12 para calcular el *esfuerzo de cierre*. Para acero SAE 1095, se emplean interpolaciones lineales entre los siguientes valores:

$$d = 1.27 \text{ cm}, 7493 \text{ kg/cm}^2$$

$$d = 2.54 \text{ cm}, 6679 \text{ kg/cm}^2 \quad \text{III.18}$$

$$d = 5.08 \text{ cm}, 6046 \text{ kg/cm}^2$$

Para resortes a extensión, se utiliza 0.8 de estos valores. En resortes bobinados en caliente puede alcanzarse una resistencia a la fatiga $S_{no} \approx 4921 \text{ kg/cm}^2$.

III.7.- Constante de un resorte

La constante k de un resorte se determina de acuerdo con la *Ley de Hooke* [Atkin y Fox, 1980] fuerza por unidad de deformación elástica; siendo el valor medio.

$$k = \frac{F}{\delta} = \frac{\Delta F}{\Delta \delta} \quad (\text{normalmente } \text{kg/cm} \text{ o bien } \text{lb/pulg}) \quad \text{III.19}$$

Donde F es la fuerza total que produce la deformación total δ en el resorte y ΔF es el incremento (o decremento) de la fuerza correspondiente a un aumento (o disminución) de la deformación $\Delta \delta$. Otros nombres que se dan a la constante de los resortes son *módulo*, *relación*, *escala de resorte* y *gradiente de resorte*.

III.8.- Deformación de resortes helicoidales de alambre redondo

La deformación por torsión se puede definir como:

$$\theta = \frac{TL}{Gj} \text{ radianes} \quad \text{III.20}$$

Que es aplicable en general a los elementos redondos. Si se aplica esta ecuación a los resortes, L (en cm o en pulg) es la longitud *activa* del alambre y es aproximadamente igual a πDN_c en resortes de espiras muy juntas, siendo N_c el número de espiras activas del resorte. Sustituyendo en la Ecuación III.20 los valores correctos de:

$$T = \frac{FD}{2} \quad L \approx \pi DN_c \quad \text{y} \quad J = \frac{\pi d^4}{32} \quad \text{III.21}$$

Se tiene:

$$\theta = \frac{\left(\frac{FD}{2}\right)(\pi DN_c)(32)}{G \pi d^4} \text{ radianes} \quad \text{III.22}$$

La deformación o desviación angular en radianes multiplicada por el radio medio de la espira dará la deformación axial del resorte; $\delta = \theta D/2$. Por consiguiente, multiplicando, los 2 miembros de la Ecuación III.22 por $D/2$ y simplificando, se puede encontrar que la deformación o flecha del resorte.

$$\delta = \frac{\theta D}{2} = \frac{8FD^3 N_c}{Gd^4} = \frac{8FC^3 N_c}{Gd} \text{ pulg} \quad \text{III.23}$$

En esta ecuación se introducen los valores de las dimensiones lineales expresados en centímetros (o bien en pulgadas). [Wahl, 1963] encontró que la deformación real concordaba bien, dentro de 1 a 2%, con los valores calculados mediante esta fórmula, a condición de que G , se conozca exactamente y no se exceda el límite elástico. Obsérvese que, dadas las dimensiones y el material, la constante de un resorte helicoidal F/δ se puede calcular, cuando es constante por la ecuación III.23.

III.9.- Factores que afectan a la resistencia a la fatiga de los resortes helicoidales

Si el número de ciclos de carga es pequeño (servicio ligero), el esfuerzo calculado en el alambre puede ser relativamente elevado, y los defectos normales de superficie pueden no ser importantes. Cuando interviene la fatiga, el estado de la superficie es de primordial importancia.

Cualquier diminuto defecto, tal como juntas o costuras, picaduras, marcas de herramientas o matriz, grietas de temple, inclusiones o rayaduras accidentales pueden originar el fallo por fatiga [Matejicek y Brand, 2004]. Por esta razón, las resistencias a la fatiga experimentales de los alambres de un determinado diámetro, tienen una dispersión natural grande. Realmente, no es totalmente cierto que las diferencias que se encuentran en las resistencias a la fatiga para diferentes diámetros de alambre son importantes; es decir, la fatiga depende menos del diámetro que de otros factores. Para resortes de acero al Carbono de alta calidad no granallados, algunos ingenieros adoptan un esfuerzo máximo de 6327 kg/cm^2 con un campo de 4921 kg/cm^2 ; con granallado, el esfuerzo máximo puede ser 7734 kg/cm^2 .

Si una pieza está sometida a torsión, la tensión constituye un esfuerzo principal. El proceso de granallado deja un esfuerzo de compresión residual que se opone a la tensión principal [Wheelabrator, 1962]. Este esfuerzo residual, conjuntamente con el de compresión residual compensa los defectos (especialmente en el interior del resorte en que el esfuerzo es máximo), de lo que resulta una gran mejora de la resistencia a la fatiga (el granallado se debe emplear cuando $D_w > 1.58 \text{ mm}$; por ejemplo para alambre de cuerda de piano y Cr-V 6150, $D_w=3.759 \text{ mm}$, $S_{on}= 4921 \text{ kg/cm}^2$ cuando no está granallado y 8085 kg/cm^2 granallado [Lieurade, 1986]. En una barra de torsión, la mejora principal de la resistencia a la fatiga se obtiene granallando la barra mientras es sobreesforzada en torsión.

Como la fuerza que actúa en los resortes es casi siempre en el mismo sentido, es práctica común sobreesforzarlos para inducir en ellos efectos residuales favorables. El proceso para obtener los esfuerzos residuales, llamado predeformación o preconformación, consiste en dar al resorte helicoidal una longitud algo mayor que la nominal y luego comprimirlo dentro del intervalo de esfuerzos plásticos [Chiu y asociados, 2005]. Después de esto el resorte tomará la longitud adecuada con esfuerzos residuales favorables (Figura III.10). Una práctica razonable de ingeniería con los resortes preconformados, consiste en aumentar el esfuerzo de cálculo hasta un 50% para cargas estáticas, y en menor magnitud para cargas de fatiga, para resortes helicoidales sometidos al tratamiento de granallado, el esfuerzo de cálculo se aumenta para cargas de fatiga en un 25%, pero no se varía para cargas estáticas. A unos 260° C para el acero, la mejora obtenida con el granallado se pierde rápidamente. Como el preconformado del

acero es muy duro ($R_c=50$) da lugar algunas veces a grietas en la dirección del esfuerzo principal de tensión, en este caso antes del preconformado se debe practicar el granallado; el esfuerzo superficial residual de compresión contraresta la tensión y se evita el deterioro por generación de grietas. Sin embargo, si el preconformado no es tan intenso como para producir grietas, la resistencia a la fatiga es mayor cuando el granallado se realiza después del conformado que cuando se procede a la inversa. El *esfuerzo de cierre* para resortes preconformados puede ser aproximadamente $0.60 S_u$ sin preconformación excesiva. Finalmente, el preconformado puede originar una reducción de 5-10% aproximadamente en el módulo de rigidez G .

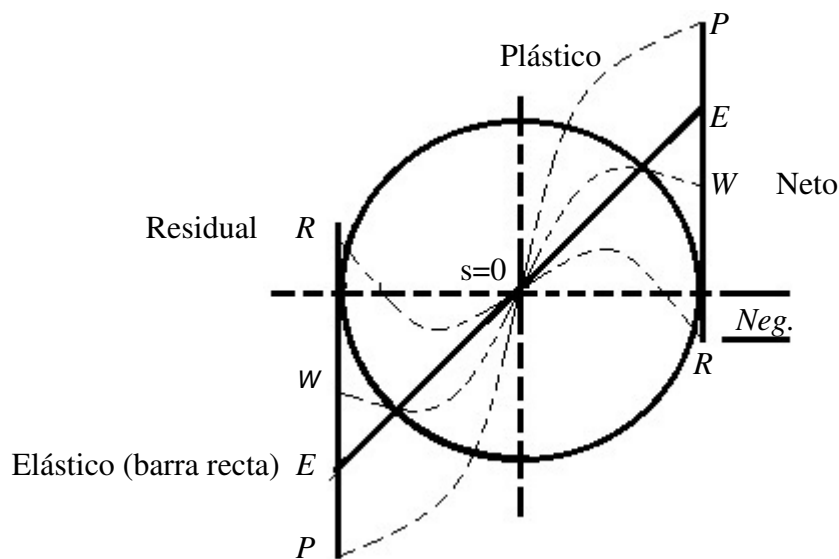


Figura III.10.- Efecto de los esfuerzos residuales [Faires, 1977].

Los resortes mayores bobinados en caliente se descarburan inevitablemente. Por ello estos resortes son sometidos a temple y revenido a temperaturas de 204-260° C. Si dichos resortes son sometidos a granallado, el efecto de este proceso deberá efectuarse a toda la capa descarburada; si no es así, la mejora puede ser menor o nula a causa de la existencia de grietas producidas por el tratamiento térmico en la vecindad de la capa límite inferior de la zona descarburada [Coates y Pope, 1956]. Evidentemente, el esfuerzo de compresión originado por el granallado alrededor de estas grietas es suficiente para evitar que se extiendan. [Coates y Pope, 1956] declaran resistencias a la fatiga S_a a 10^6 ciclos de los valores siguientes ($D_w=12.7$

mm, $S_m=3937 \text{ kg/cm}^2$, 0.9% C, $R_c \approx 50$, $C=5.25$, OQT 399° C): sin tratamiento, tal como se recibe $S_a=780 \text{ kg/cm}^2$; preconformado, $S_a=921 \text{ kg/cm}^2$; granallado y pre conformado, $S_a=1117 \text{ kg/cm}^2$; preconformado y granallado, $S_a=1385 \text{ kg/cm}^2$. La descarburización reduce el efecto del granallado (esfuerzos residuales pequeños) en cualquier escenario a causa de la menor respuesta del material al trabajo en frío [Prevéy, 1993]. Si se recarbura la superficie, el tratamiento de granallado puede originar que se inicie el fallo en algún punto situado debajo de la superficie; esto sugiere la posibilidad de bobinar los resortes con varilla laminada simple, y después someterlos a recarburización y tratamiento térmico, alivio de esfuerzos y granallado. El alivio de esfuerzos se puede efectuar a 204-260° C sin pérdida apreciable del efecto de granallado. Si se utiliza el acero en ambientes corrosivos, la corrosión puede remediarse o controlarse mediante diversos recubrimientos. El recubrimiento con Cadmio proporciona una considerable protección, pero hay que proporcionar su efecto sobre la resistencia. La limpieza normal del acero de alta resistencia con ácido, como preparación previa para el revestimiento, va acompañada de la difusión de Hidrógeno atómico en el material. El recubrimiento tiende a encerrar el Hidrógeno (y algunos revestimientos tales como los de Cromo dan por resultado una hidrogenación considerable), siendo la consecuencia la fragilización por Hidrógeno. Otro desarrollo es el proceso de revestimiento mecánico que se hace mediante limpieza húmeda por agitación en un tambor, de los resortes especialmente preparados en una mezcla de granalla metálica, agua, polvo metálico (por ejemplo Cadmio) y un agente químico.

III.10.- Materiales empleados para resortes helicoidales

Los resortes se manufacturan mediante procesos de trabajo en frío o en caliente, dependiendo del tamaño del material, el índice de resorte y las propiedades deseadas [Shigley y Mischke, 2003]. Cabe destacar que tanto los aceros al Carbón como los aleados son ampliamente utilizados. Los aceros que se utilizan para los muelles difieren respecto a otros utilizados en construcción en:

- Pueden ser conformados en frío o en caliente dependiendo del tamaño del alambre y de las propiedades deseadas.
- Tienen mayores contenidos de Carbón.
- Tienen mayores calidades superficiales.

En general, los resortes de acero se fabrican de acero de contenido de Carbón relativamente elevado (ordinariamente más de 0.5%) tratado térmicamente o trabajado en frío, o sometidos a ambos tratamientos, con un límite elástico elevado [Faires, 1977]. Los materiales para resortes pueden compararse analizando sus resistencias a la tensión, que varían grandemente según el tamaño del alambre y, en menor grado, según la clase de material y el procesamiento. A continuación en la Tabla III. 2 se muestran algunos aceros empleados para la fabricación de resortes.

Tabla III.2.- Aceros para resortes de alto Carbón y de aleación

Nombre del material	Especificaciones similares	Descripción
Alambre de resorte estirado en frío 0.54 a 0.75 C	ASTM A227 SAE 1066	Material de bajo costo; diámetros 0.711 a 14.3 mm; adecuado para fabricar resortes de uso general, se utiliza cuando la duración, exactitud, y la deflexión no sean muy importantes, adecuado para carga estática pero no para fatiga o impacto.
Alambre de cuerda piano 0.80-0.90 C	UNS G10850 AISI 1085 ASTM A228-51	Tenaz y el más usado para resortes pequeños. Tiene la mayor resistencia a la tensión y puede resistir mayores esfuerzos, bajo cargas repetidas, bobinado en frío. Se fabrica con diámetros de 0.12 a 3mm. Se emplea a temperaturas menores de 120°C y mayores de 0°C.
Alambre de resortes revenido en aceite 0.55-0.75 C	UNS G10650 AISI 1065 ASTM A229-41	Acero para resortes de uso general, estirado en frío hasta su diámetro preciso (reducción 50-70%), bobinado en frío y con alivio de esfuerzos a baja temperatura, diámetros de 5.71 a 12.70 mm. Se emplea a temperaturas menores de 1800°C y temperaturas superiores a 0°C. No es adecuado para cargas de choque o impacto.

Tabla III.2.- Aceros para resortes de alto Carbón y de aleación (continuación)

Nombre del material	Especificaciones similares	Descripción
Alambre estirado duro 0.60-0.70 C	UNS G10660 AISI 1066 ASTM A227-47	Acero de uso general, de menor costo. Se fabrica en diámetros de 0.8 a 12 mm. Se emplea a temperaturas menores de 120°C y temperaturas superiores a 0°C.
Acero al Carbón de calidad de resorte de válvula 0.6-0.75 C	ASTM 230	Es el alambre revenido en aceite de la más alta calidad. Como tiene una superficie excelente, la calidad de resorte de válvula es la de más confianza para resistencia a la fatiga, diámetros de 2.36 hasta 9.52 mm.
Acero al Cromo-Vanadio 0.45 a 0.55 C	UNS G61500 AISI 6150 ASTM A231-41	Acero aleado de uso más extenso en aplicaciones que implican esfuerzos elevados, resistencia a la fatiga y alta durabilidad. Sirve para cargas de choque o de impacto. Se utilizan ampliamente para fabricar resortes de válvulas de motores de aviones, resortes de alta calidad, varillas de torsión y herramientas de mano. Revenido en aceite, diámetros 7.11 a 9.52 mm.
Cromo silicio	ASTM 401	Buena calidad para cargas de impacto y temperaturas moderadamente elevadas hasta 232°C.
Acero inoxidable tipo 32	ASTM A313 SAE 30302	Resistente a la corrosión, estirado en frío y su relajación a temperaturas elevadas es mucho menor que los tipos anteriores. Adecuado para aplicaciones de fatiga. Se fabrica alambre de acero inoxidable con resistencias comparables al alambre de cuerda de piano o mejores, dimensiones de 0.22 a 9.52 mm.

Tabla III.2.- Aceros para resortes de alto Carbón y de aleación (continuación)

Nombre del material	Especificaciones similares	Descripción
Al Cromo Silicio	UNS G92540 AISI 9254 ASTM A402	Esta aleación es un material excelente para resortes altamente esforzados donde se requiere larga vida, se emplea para muelles, ballestas, resortes de discos y herramientas resistentes a golpes. Trabajan sometidos a cargas de choque. Su dureza Rockwell está entre C50 y C53, el material puede emplearse hasta 250°C.
Bronce fosforado	ASTM B159	Resistencia superior al latón. Mejor capacidad para soportar flexiones repetidas. Resistente a la corrosión. No debe tratarse térmicamente ni doblarse a lo largo del grano.
Cobre al Berilio	ASTM B197	Resistencia superior al latón. Mejor Alta resistencia elástica y a la fatiga. Bastante resistente a la corrosión. Puede tratarse térmicamente y doblarse a lo largo del grano.
	Inconel X-750	Endurecimiento por precipitación para altas temperaturas. Resistente a la corrosión.

III.11.-Tratamientos térmicos en resortes

III.11.1.-Temple

El temple se realiza a una temperatura promedio entre 750° C y 950° C a esta temperatura se alcanza en toda la masa el estado austenítico perfecto, que se conserva en el enfriamiento, hasta que se llega a la temperatura de formación. Entonces se inicia la transformación de austenita-martensita y al llegar a la temperatura ambiente, el acero suele estar formado aproximadamente por martensita y austenita residual, variando generalmente el contenido de austenita del 5% al 25% [Steven y Hayes, 1956].

Teóricamente en el temple, toda la masa de acero debe encontrarse en estado austenítico en el momento de comenzar el enfriamiento. Si entonces se enfría el acero con rapidez, todo el material queda con dureza y transformación de la austenita, esto ocurre generalmente por debajo de los 450° C. Los factores que intervienen en el temple del acero, pueden clasificarse en dos grupos:

El primero; los que son inherentes a la calidad del aire y determinan su velocidad crítica de temple. Los más importantes son: la composición y tamaño de grano. El estado de la microestructura en el momento anterior al temple y el grado de heterogeneidad de la austenita, ejercen cierta influencia en los procesos de temple.

El segundo grupo, pertenecen a los factores que determinan la velocidad de enfriamiento de los diferentes puntos de las piezas, siendo los más importantes: la forma y dimensiones de las piezas, su estado superficial, la conductibilidad térmica del acero y el medio empleado para su enfriamiento.

III.11.2.-Revenido

El revenido se produce en tres etapas [*Steven y Hayes, 1956*]:

La primera etapa se realiza a bajas temperaturas, inferiores a 300° C precipitándose el carburo de hierro y el contenido en carbono de la martensita disminuye. El Carbón de Hierro se cristaliza en el sistema hexagonal; su forma es Fe_2C y es un carburo diferente de la cementita Fe_3C . Esta precipitación del carburo de hierro se realiza en los límites de los subgrupos heredados de la austenita, los cuales se siguen manifestando en la martensita. En esa fase, la formación de carburo de Hierro origina, como ya se ha indicado, la pérdida importante de carbono en la martensita, que al final de esta fase queda aproximadamente con 0.25% de carbono [*Sánchez y coautores, 1999*].

La segunda etapa se presenta solo cuando aparece austenita retenida en la microestructura del acero templado y en esta etapa la austenita retenida se transforma en bainita, más suave que la martensita que no es muy conveniente. La

zona de temperaturas en que se produce esta segunda etapa solapa a las temperaturas en que se produce la primera y tercera etapa.

En la tercera etapa, el carburo de Hierro que apareció en la primera etapa, se transforma en cementita Fe_3C . Al aumentar progresivamente la temperatura del acero se forma primero un precipitado de cementita en los límites de las agujas de martensita y también en su interior y luego, al aumentar la temperatura se disuelve la cementita en el interior de las agujas, mientras se engruesa, en cambio la cementita envuelve a la martensita. Luego, al continuar elevándose todavía más la temperatura, se va rompiendo la envolvente de cementita, que se va presentando cada vez más discontinua en las zonas límites de las anteriores agujas de martensita. Al progresar el calentamiento, la coalescencia y globulación de la cementita prosigue, y a $600^{\circ}C$, con grandes aumentos. El objetivo del revenido no es eliminar los efectos del temple si no modificarlos, disminuyendo la dureza y resistencia, aumentando la tenacidad y eliminando también las tensiones internas que siempre tienen los aceros templados [Totten, 2007]. La permanencia del acero a la temperatura de revenido, tiene bastante influencia sobre la dureza que se obtiene después de este tratamiento. En general, se suele recomendar que las piezas permanezcan a la temperatura de revenido entre 30 minutos a 3 horas [Andrews, 1965].

III.11.3.- Influencia del aceite en el tratamiento térmico de los resortes

Temperatura del aceite.- En muchos casos se creía que la severidad de temple de un fluido era mayor cuando más baja fuese la temperatura del baño ($15^{\circ}C$ - $30^{\circ}C$). Esta creencia es inexacta para los aceites, ya que la severidad de temple cuando el aceite se encuentra a baja temperatura llega a ser más lenta que a temperatura alta ($60^{\circ}C$ a $70^{\circ}C$), dado que a baja temperatura la viscosidad del aceite se incrementa y por lo tanto los movimientos de convección son más lentos en el baño que a temperaturas más altas al ser más fluido o menos viscoso [Thomas, 1978].

Agitación del aceite.- La agitación de los aceites de temple por medio de equipo adecuado es recomendable, ya que esta forma los movimientos originados entre las piezas y el medio de enfriamiento aumentan la capacidad de temple del fluido. En

evaluaciones realizadas, se ha determinado que el establecer sistemas de agitación, aumenta la capacidad de enfriamiento [*Briant y Banerji, 1978*]. No se debe introducir aire para agitación, ya que el aire produce una rápida oxidación y por lo tanto el envejecimiento del baño de temple. También debe de tenerse en cuenta que fuertes corrientes del aceite pueden dar origen a deformación de las piezas.

Volumen del baño.- El volumen del baño tiene su importancia sobre la velocidad de enfriamiento del fluido. El motivo de esto es muy sencillo, ya que en un depósito pequeño al introducir la carga, el incremento de la temperatura es superior al que se tendría para la misma carga en un tanque de mayor volumen. Al incrementar considerablemente la temperatura del aceite disminuye la vida de éste, ya que su envejecimiento será mayor y también cambiará la curva de enfriamiento. En la práctica el volumen de un baño de aceite de temple, se calcula multiplicando por 10 el peso en kilos tratados por hora.

Presencia de agua en el aceite.- En cualquier caso, es inadmisibles la presencia de agua en el aceite. Los aceites contaminados con agua, proporcionan temples no uniformes sobre la superficie de las piezas, con zonas blandas, deformaciones y fracturas. Independientemente al tipo de aceite que se utilice para el temple, al detectarse la presencia de agua, cambia la severidad de temple del aceite [*Horn y Ritchie, 1978*].

Es difícil establecer una relación entre el contenido de agua en el aceite y su poder de enfriamiento, ya que el agua no se disuelve, se emulsiona y no permanece estable. También se ha comprobado experimentalmente que los baños de aceite que se contaminan con agua, producen una gran cantidad de espuma y en especial cuando la temperatura del baño es del orden de los 80° C a 100° C. Es necesario establecer controles de laboratorio, o instalar alarmas detectoras de humedad en el aceite que indican constantemente el porcentaje de agua, dando una señal de alarma cuando el porcentaje de agua sobrepase lo máximo permitido que corresponde al 0.2% de agua, logrando en algunos casos tolerar porcentajes ligeramente superiores.

III.12.-Tratamientos Mecánicos

III.12.1.-Preesforzado/Asentamiento

Este tratamiento se lleva a cabo comprimiendo el resorte hasta su longitud sólida y alcanzando el límite de resistencia a la fluencia, para introducir esfuerzos residuales beneficiosos. El preesforzado suele incrementar la capacidad de carga estática en 45-65% y doblar la capacidad de almacenamiento de energía del resorte. El *resorte preesforzado* pierde algo de longitud libre, de manera que, el resorte debe fabricarse con una longitud libre inicial mayor a la deseada y deberá diseñarse para dar un esfuerzo a la altura de cierre de 10 o 30% superior al límite elástico del material. Menos de esta sobrecarga no creará un esfuerzo residual suficiente. Más del 30% de sobrecarga agrega poco beneficio, incrementando la distorsión [Bush, 1962]. El esfuerzo admisible para un *resorte preesforzado* es muy superior a otro que no lo ha sido. Además, es especialmente útil cuando se emplea en muelle helicoidal para almacenar energía. Sin embargo, el *preesforzado* no debe utilizarse cuando los resortes se someterán a fatiga.

III.12.2.-Granallado

También conocido como *Shot Peening*. El granallado es un procedimiento de plastificación en frío que consiste en martillar la superficie de la pieza con pequeñas bolas esféricas. Cada bola deja un impacto sobre la superficie de forma redondeada como si fuese un minúsculo martillo. Bajo la superficie, el material comprimido intenta volver a su volumen inicial, creando así tensiones de compresión de fuerte amplitud. El recubrimiento de las huellas permite obtener una tensión residual de compresión isotrópica y uniforme. [Bush y asociados, 1962], [Rinehart y Pearson, 1954], [Gensamer, 1949], [Wheelabrator, 1962] y [Hayes, 1938 y Petrenko, 1936] hacen referencia al proceso de preesfuerzo o generación de esfuerzos residuales.

Las bolas que se emplean en *Shot Peening* son pequeñas esferas de acero colado, de alambre de acero cortado y redondeado de vidrio o de cerámica. Se utiliza el acero inoxidable para las aplicaciones en las cuales se tiene que evitar la contaminación de la superficie. La dureza de las bolas también influye sobre la amplitud de la tensión residual. La dureza de la bola debe ser al menos equivalente a la de las piezas que se tratan, excepto si el acabado de superficie es

crítico. Para la mayoría de las piezas de acero se utiliza una bola de acero de dureza normal (42-52 Dureza Rockwell, HR_C).

La mayor parte de roturas en los resortes por fatiga y corrosión bajo tensión tienen su origen en la superficie o la cercanía de la superficie. Las tensiones residuales de compresión introducidas por el granallado aumentarán sensiblemente la duración de vida de las piezas metálicas [Bush y asociados, 1962]. El granallado es el método más económico y más práctico para introducir esfuerzos residuales de compresión [Wheelabrator, 1962]. Controlando el tamaño de las esferas, la velocidad de choque y el número de impactos por centímetro cuadrado, se puede emplear este procedimiento con gran éxito para piezas muy diversas como barras de torsión, piñones, cadenas y resortes. Cabe mencionar que este tratamiento permite aumentar el límite de fatiga en resortes de 55-70 kg/mm² hasta 80-100 kg/mm², con resortes de barras de 6 a 20 mm de diámetro.

III.13.- Sumario

En este capítulo se describen los tipos de resortes que existen en la industria y el mercado, enfatizando en los resortes helicoidales de compresión; de igual manera se describen los métodos clásicos de análisis y cálculo de resortes espirales a compresión. Se destacan los factores que afectan a la resistencia a la fatiga de los resortes helicoidales y su relación con los tratamientos térmicos aplicados a los resortes. Finalmente, se describen los aspectos más importantes en los tratamientos mecánicos empleados en los resortes como el granallado, ya que las tensiones residuales de compresión introducidas por el granallado aumentarán sensiblemente la duración de vida de los resortes. El recubrimiento de las huellas permite obtener un esfuerzo residual de compresión isotrópica y uniforme en el resorte contrarrestando los efectos de los esfuerzos residuales generados durante su manufactura.

III.14.- Referencias

- Ancker, C.J. y Goodier, J.N., Pitch and curvature corrections for helical springs, *Transactions of the ASME-Journal of Applied Mechanics*, Vol. 25, pp 466-470, 1958.
- Andrews, K. W., Empirical formula for the calculation of some transformation temperatures, *Iron Steel Institute*, Vol. 203, pp 721-727, 1965.
- Atkin, R. J. y Fox, N., *An Introduction to the Theory of Elasticity*, Ed. Dover, pp 67-71, 1980.
- Briant, C. L. y Banerji, S. K., Intergranular failure in steel; The role of grain boundary composition, *International Metallurgical Review*, pp 164-199, 1978.
- Bush, G. F., Almen, J. O., Danse, L. A. y Heise, J. P., How, when and by whom was mechanical prestressing discovered, *Society of Automotive Engineers ISTC*, Div. 20 Meeting, Cool Sprigs, pp 7-12, 1962.
- Chiu, C., Hwan, C., Tsai, H. y Lee, W., An experimental investigation into the mechanical behaviours of helical composite spring, *Composite Structures*, Vol. 77, pp 331-340, 2005.
- Coates, R. C. y Pope, J. A., Fatigue testing of compression-type coil springs, *Proceedings of the International Conference on Fatigue*, 1956.
- Deutschman, A. D., Michels W. J. y Wilson, C. E., *Diseño de Máquinas*, CECSA, México, pp 57-69, 1975.
- Faires, V. M., *Diseño de Elementos de Máquinas*, Ed. Montaner y Simón, Barcelona, pp 802, 1977.
- Gensamer, M., Gold working of metals, ASM Seminar at 13th. National Meeting at Philadelphia, October 1948, *American Society for Metals*, Vol. 10, pp 59-63, 1949.
- Hamrock, B. J., Jacobson B. y Schmid S. R., *Elementos de Máquinas*, McGraw Hill, pp 123-137, 2000.
- Hayes, T. J., *Elements or Ordnance*, J. Willey & Sons, Inc., New York, pp 46-67, 1962.
- Horn, R. M. y Ritchie, R. O., Mechanisms of tempered martensite embrittlement in low alloy steels, *Metalurgical Transactions*, Vol. 9A, pp 1039-1053, 1978.
- ISO 2162-3, *Documentación Técnica de Productos; Resortes*, Parte 3; Vocabulario, 1993.
- Kenneth, S. E. y McKee, R. B., *Fundamentals of Mechanical Component Design*, McGraw-Hill, pp 73-82, 1991.
- Lieurade, H. P., Fundamental aspects of the effects of shot peening on the fatigue strength of metallic parts, *IRSID 78105 St-en-laye*, France, pp 348-349, 1986.

- Martínez, L. E., *Cálculo de Resortes Helicoidales de Compresión*, Universidad Politécnica de Cartagena, pp 85-101, 2013.
- Matejcek J. y Brand, P. C., Residual stresses in cold-coiled helical compression springs for automotive suspensions measured by neutron diffraction, *Materials Science & Engineering*, Vol. 367, pp 306-311, 2004.
- Mott, R. L., *Diseño de Elementos de Máquinas*, pp 189-201, 1995.
- Norton, R. L., *Diseño de Máquinas*, Prentice Hall, pp 301, 1999.
- Petrenko, S. N., Ramberg, W. y Wilson, B., Determination of the brinell number of metals, *Ed. U. S. National Bureau of Standards*, Research Paper RP-903, pp 25-34, 1936.
- Prevey, P., X Ray Diffraction Residual Strees Techniques, *Lambda Research*, pp. 385-387, 1993.
- Reza, M., Reginald, D. y Arash, Y., A combined analytical, numerical, and experimental study of shape-memory-alloy helical springs, *International Journal of Solids and Structures*, Vol. 48, pp 611-624, 2011.
- Rinehart, J. S. y Pearson, J., Behavior of metals under impulsive loads. *American Society for Metals*, Vol. 8, pp 157-184, 1954.
- Sánchez, S. G., Vega, M. A., Morelli-Cuyás, J. C., Ledesma, A. I. y Solari, M. J. A., Predicting hardness of stainless steels in tempering cycles with variable temperature, *Proceedings of the 19st ASM Heat Treat Expo & Technical Conference*, pp 1-4, 1999.
- Shigley, J. E. y Mischke, C. R., *Diseño en Ingeniería Mecánica*, McGraw Hill, pp 246-263, 2003.
- Steven, W. y Hayes A. G., The Temperature of formation of martensite and bainite in low alloy steels, *Iron Steel Institute*, Vol. 183, pp 349-359, 1956.
- Taktak M., Omheni, K., Aloui, A., Dynamic optimization design of a cylindrical helical spring, *Applied Acoustics*, Volume 77, pp 178–183, 2014.
- Thomas, G., Retained Austenite and Tempered Martensite Embrittlement, *Metallurgical Transactions*, Vol. 9A, pp 439-450, 1978.
- Totten, G. E., *Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies*, Ed. New York, Taylors & Francies Group, pp 45-98, 2007.
- Tulio, P. M., Proyecto de elementos accesorios elásticos, *Mecánica de Resortes y Elásticos*, Ed. UTN-FRBB, pp 150-220, 2013.

Wahl, A. M., *Mechanical Springs*, McGraw Hill, pp 156-174, 1963.

Wheelabrator, C., *Shot Peening*, Ed. Wheelabrator-frye Inc., Mishawaka, Indiana, pp 17-47, 1962.

Capítulo IV

Tenacidad a la fractura

IV.1.- Introducción

A lo largo de los años la aplicación de los materiales en el diseño ingenieril ha dado origen a no pocos problemas y dificultades. En la Edad de Piedra los problemas más importantes derivaban de la dificultad en el conformado de los materiales. En los primeros tiempos de la Edad de Bronce y en la Edad de Hierro las dificultades eran tanto de producción de los materiales como de conformación. Durante muchos siglos el conformado de los metales fue una tarea extremadamente laboriosa y costosa, para su utilización en armamento y en defensas bélicas, herramientas y ornamentos. Con el desarrollo del conocimiento en el procesado se aumentó progresivamente el uso de los metales en las estructuras, junto a la madera, pero ello originó que a veces las estructuras no se comportaran satisfactoriamente y se producían fallos inesperados, particularmente en ingenios armamentísticos y elementos bélicos de defensa. También son notables en esta época los problemas derivados de roturas catastróficas en uniones de estructuras de madera [Arana y González, 2001]. El fenómeno de la fractura puede definirse como la separación o fragmentación de un sólido bajo la acción de una carga extrema, a través de un proceso de creación de nuevas superficies denominadas *superficies de fractura* [Meyers, 1984] y [González, 1988].

Algunas pruebas o ensayos, llevaron a los científicos a aproximarse a los problemas de resistencia y fractura, siendo la punta de lanza de pioneros tales como *Leonardo da Vinci* (1452 – 1519) y *Galileo Galilei* (1564 - 1642). De acuerdo a [Uccelli, 1956], *Leonardo da Vinci* fue el primero en realizar experimentos para determinar la capacidad de carga de alambres de acero. *Galileo Galilei* [Galilei, 1638] fue el primero en formular que la carga de fractura de una barra en tensión es directamente proporcional al área de su sección transversal e independiente de su longitud. Más tarde, los problemas que se presentaron observaciones sobre la pérdida de plasticidad por efecto del frío en los trabajos realizados por ingenieros a mediados del siglo XIX [Love, 1944]. A partir de esta época, en particular con la aparición de las estructuras soldadas, se presentaron gran número de accidentes espectaculares.

El caso de la industria naval ha sido de particular interés en el desarrollo de la *Mecánica de Fractura*, como consecuencia de la gran concentración de accidentes acaecidos entre los años 40 y 50. Tal es el caso de la flotilla naval *Liberty* que se tomó con seriedad el fenómeno de

agrietamiento en los materiales sometidos a diversos esfuerzos [Arana y González, 2001]. La Figura IV.1 muestra la rotura del petrolero Schenectady, ejemplo de una rotura que tuvo lugar una noche de invierno. Actualmente los accidentes más importantes han acaecido en puentes, plataformas petrolíferas, oleoductos, recipientes a presión, turbogeneradores eléctricos y fuselaje de aviones. Como ejemplo tenemos en la Figura IV.2 la fractura de la chapa de aluminio del ala de una jet de pasajeros. A mediados de los años 50 dos aviones Comet De Havilland fallaron catastróficamente a elevada altitud y las investigaciones exhaustivas llevadas a cabo, revelaron que los fallos se originaron a partir de grietas de fatiga muy pequeñas cerca de las aberturas de las ventanas en el fuselaje.

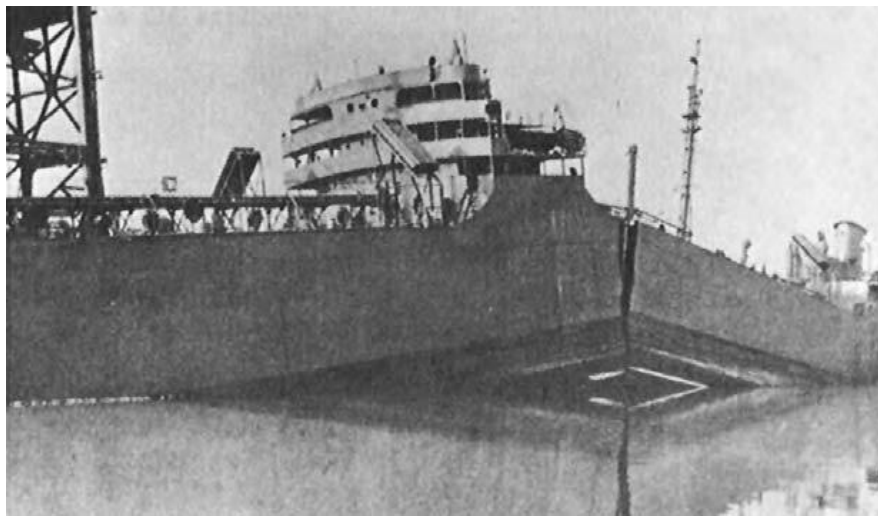


Figura IV.1.- Rotura del petrolero Schenectady [Arana y González, 2001]



Figura IV.2.- Fractura de la chapa del ala de un jet de pasajeros [Arana y González, 2001]

En el mismo sentido, accidentes y catástrofes similares han en la industria aeroespacial, tal es el caso del *Transbordador Espacial Challenger* ocurrido el 28 de Enero de 1986, el cual explotó debido a que un sello en uno de los propulsores principales no respondió bien al ambiente frío. Los ingenieros de la compañía que fabricaron el propulsor sospecharon del problema potencial con respecto al sello, y habían recomendando retrasar el lanzamiento del *Challenger*, pero no pudieron convencer a los gerentes y oficiales de la NASA. Los resultados trágicos de la decisión del lanzamiento son bien conocidos [Anderson, 1995].

IV.2.- La mecánica de la fractura

Con relación a los acontecimientos expuestos con anterioridad, se observa la evidente necesidad de resolver o prevenir tales eventos. Es importante observar las evidencias e investigar sobre los casos para prevenir en un futuro diferentes fallas posibles cuando es incorrecta la selección del material, el diseño de la pieza o el proceso de manufactura. El análisis de fallas basado en *Mecánica de la Fractura* ha evolucionado en una carrera interesante y gratificante para evaluar y prevenir la propagación de grietas. El término *Mecánica de la Fractura* se refiere a una especialización importante dentro de la mecánica de sólidos, en la que se asume la presencia de una grieta, y se desea encontrar relaciones cuantitativas entre la longitud de la grieta, la resistencia del material inherente al crecimiento de grietas, y la tensión a la que la grieta se propaga a gran velocidad para ocasionar un fallo estructural [Roylance, 2001]. El análisis de falla incluye los procesos de nucleación y propagación de grieta, mecanismos de fatiga, esfuerzos por corrosión, consecuencias de los esfuerzos residuales, implicación de los procesos de manufactura, daño por medio ambiente dañino y/o combinaciones de todos los anteriores. Existen varias metodologías de análisis de componentes agrietados, dependiendo de la extensión de la deformación plástica que precede a la fractura [González, 1988]. De acuerdo con la extensión de la deformación plástica, las categorías de la fractura son:

- **Fractura Lineal Elástica.**- Cuando la extensión de la zona plástica está confinada a una pequeña región frente a la punta de la grieta y la deformación del resto del cuerpo es elástica.

- **Fractura Elasto-plástica.-** La zona plástica se extiende en el total remanente del ancho de la pieza, pero permaneciendo como una región relativamente estrecha alrededor del plano de la grieta.
- **Colapso Plástico.-** La fractura es precedida de deformación plástica generalizada.

La mecánica de la fractura considera que el proceso de fractura inicia con una grieta que se propaga hasta la separación final o fragmentación de la pieza. Si durante la propagación de la grieta, ésta puede detenerse al disminuir o desaparecer los esfuerzos, se dice que la propagación es *estable*, si la grieta se propaga de manera rápida, auto acelerada y es prácticamente imposible de detener, entonces la propagación es *inestable*. Usualmente, para fracturar un material se requiere incrementar la acción de la carga de manera progresiva hasta que un proceso de nucleación y propagación de grieta ocurra. La nucleación de la grieta o falla depende de las condiciones del agente externo, geometría del cuerpo y de las propiedades mecánicas del material. Para propagar la grieta en un componente estructural, puede ser necesario sostener e incluso incrementar la carga después de que la iniciación de grieta. Mientras que en otros casos bastará con alcanzar el punto de iniciación de grieta que después se propagará espontáneamente

IV.2.1.- Tipos de fractura

El análisis de la falla, además de requerir una combinación de conocimientos técnicos, observación meticulosa, labor detectivesca, sentido común y la historia del comportamiento (como el esfuerzo aplicado, el medio ambiente, la temperatura, la estructura y las propiedades) también se debe de tomar en cuenta la importancia de conocer los tipos de fractura ya que pueden revelar la causa de la falla. Para el presente trabajo se describirán dos tipos de fractura, la fractura frágil y dúctil, desde el punto de vista del comportamiento de los materiales son reconocidas dependiendo de la cantidad de deformación plástica previa.

Fractura frágil

Es la fractura que ocurre cuando la deformación de la mayor parte del cuerpo es elástica, de manera que después de la fractura, los fragmentos de la pieza pueden volver a juntarse sin que

haya cambios significativos en la geometría [Askeland, 1987]. Este tipo de fractura se presenta en materiales no cristalinos, en presencia de temperaturas muy bajas (cuando las temperaturas son muy bajas no existe ningún movimiento atómico, esto evita que se presente una deformación plástica), así como en metales de alta resistencia o en los de baja ductilidad y tenacidad, se observan con frecuencia cuando la falla es causada por impacto en lugar de una sobrecarga. En este tipo de fractura puede existir una intensa deformación plástica, solo que ésta se localiza en una región pequeña alrededor de la grieta y el resto del material permanece sin deformación plástica. La fractura frágil puede identificarse observando las características de la superficie de fractura ya que normalmente, es plana y perpendicular al esfuerzo aplicado en una prueba de tracción, además de iniciar la fractura a nivel intragranular.

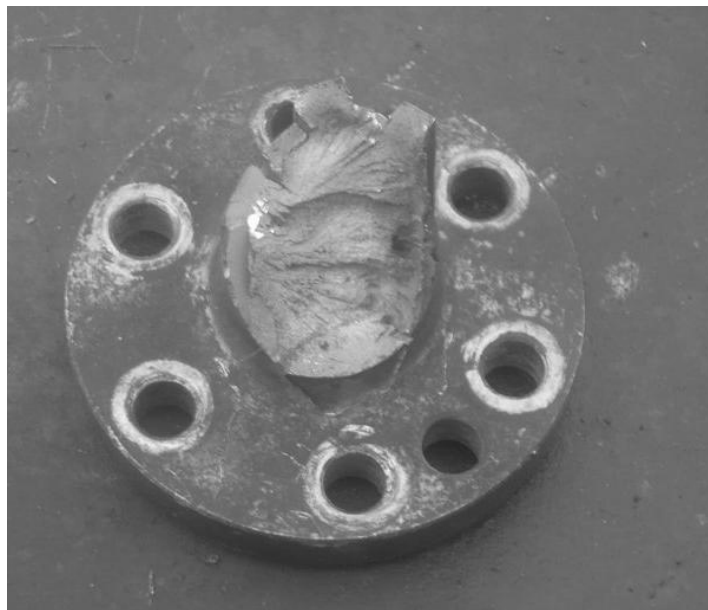


Figura IV.3.- Fractura frágil en un componente automotriz

Fractura dúctil

Es la fractura que ocurre después de una apreciable deformación plástica del cuerpo, entendiéndose que los esfuerzos en una región relativamente grande de la pieza rebasaron el esfuerzo de cedencia o límite elástico. Esto puede ocurrir en forma transgranular (a través de los granos), en los metales que tienen ductilidad y tenacidad satisfactorias. Se caracteriza porque hay formación de cuello de botella en el área fracturada, la deformación plástica es permanente, presenta elongación el material y hay reducción del área transversal. Otra

Análisis de esfuerzos residuales y tenacidad a la fractura en aceros aplicados a resortes automotrices

consideración importante es que la carga máxima y la carga de fractura no son las mismas, esto se debe a que el material se deforma plásticamente y alcanza su carga máxima, después empieza a ceder hasta el punto de fracturarse. Se ha comprobado que una de las principales causas que ocasionan que se origine este tipo de fracturas son las impurezas del material y las inclusiones que pueda tener (carburos, óxidos, etc.). La formación de la fractura puede definirse en los siguientes pasos (Figura IV.4):

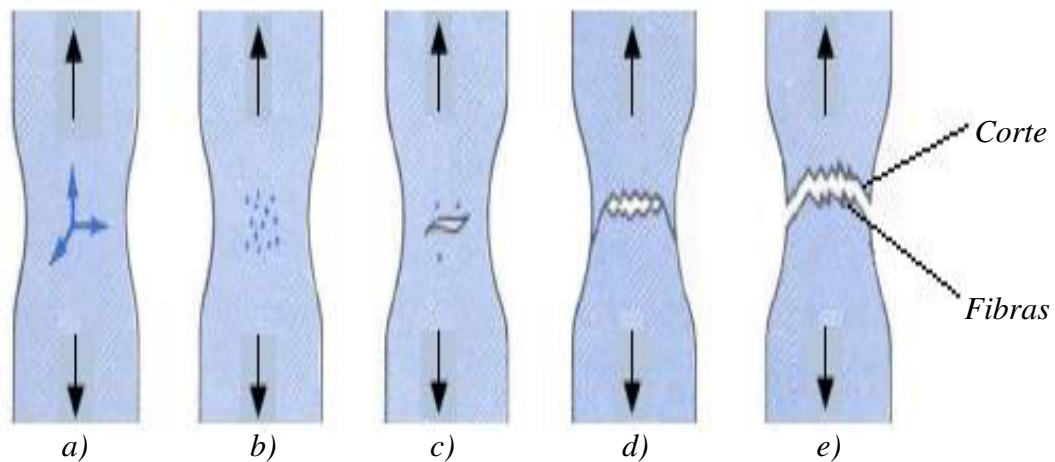


Figura IV.4.- Fractura dúctil. a) y b) Formación del cuello de botella y concentración de esfuerzos en la parte central de la probeta, c) formación y propagación de grietas, d) y e) la fractura llega a la superficie y aparece de forma total provocando la falla de la probeta

IV.3.- Concentración de esfuerzos

Un requisito fundamental para la propagación de la grieta es que la fuerza en la punta de la grieta debe de exceder la resistencia cohesiva teórica del material. Es en efecto el criterio fundamental, pero no es muy útil porque es casi imposible de medir el esfuerzo en la punta de grieta. Un criterio equivalente llamado el criterio de *Griffith* [*Griffith, 1920*], es más útil y predice la fuerza que debe de ser aplicada a un cuerpo que contiene una grieta, para la propagación.

La falla de un material se asocia por la presencia de altos esfuerzos y deformaciones locales en la vecindad de los defectos. De esta manera, es importante saber la magnitud y la distribución de estos esfuerzos y deformaciones alrededor de los defectos. Podríamos imaginar la fuerza externa aplicada que ha sido transmitida de una orilla a la otra de la placa (Figura IV.5) por

medio de líneas de fuerza (similar a las bien conocidas *líneas magnéticas de fuerza*). En los extremos de la placa, que han sido uniformemente estirados, el espacio entre las líneas es uniforme. Las líneas de fuerza en regiones centrales de la placa son severamente distorsionadas por la presencia de la grieta (el campo de esfuerzos es perturbado). Las líneas de fuerza actúan como cuerdas elásticas, tiende a minimizar sus longitudes y estas se agrupan cerca de los extremos de la grieta elíptica. Este agrupamiento de líneas causa un decremento de espacios entre líneas y consecuentemente un incremento en la fuerza local (*concentración de esfuerzos*), y hay entonces más líneas de fuerza en la misma área.

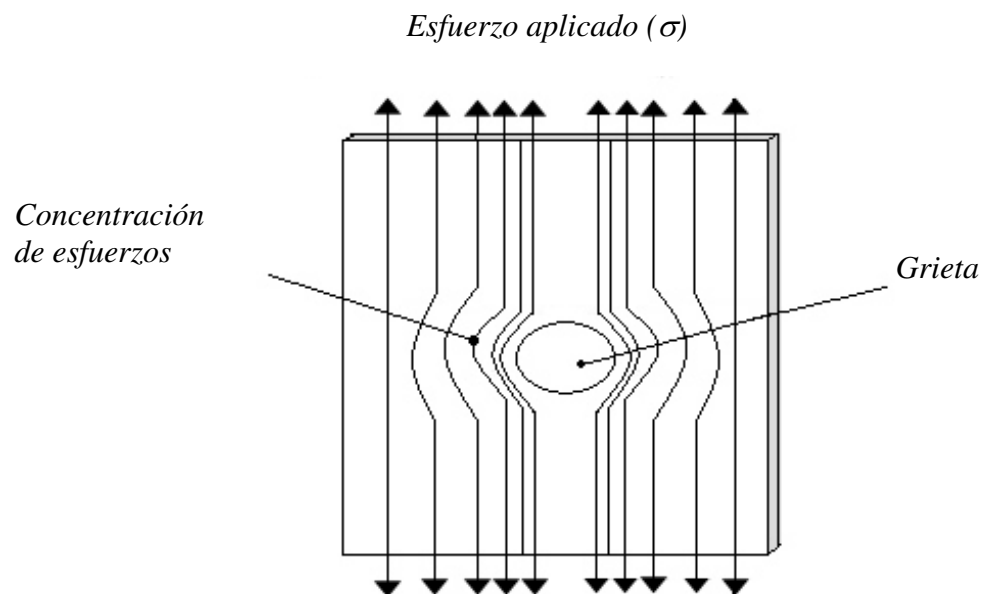


Figura IV.5.- Placa bidimensional que contiene una grieta, sujeta a una fuerza uniforme tensil alejada de la grieta.

IV.3.1.- Factor de concentración de esfuerzos

El esfuerzo de fractura teórico de un sólido es del orden de $E/10$, donde E es el *módulo de Young*, pero la resistencia de los sólidos en la práctica es un orden de magnitud menor a este valor. El primer intento de dar una explicación razonable de esta discrepancia se debe a [Griffith, 1920]. Su modelo analítico fue basado en la solución elástica de una cavidad en forma de elipse (Figura IV.6).

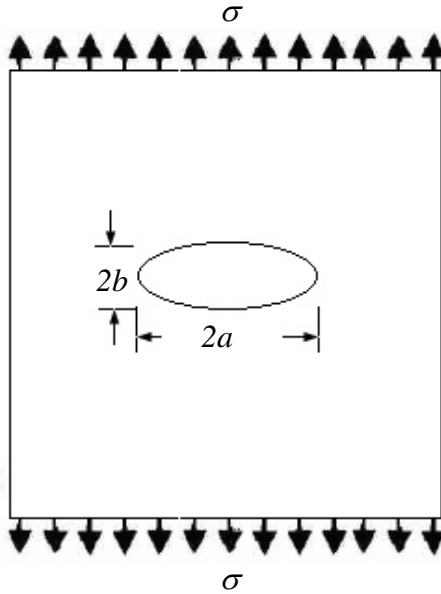


Figura IV.6.- Cavidad elíptica en un medio bidimensional bajo un esfuerzo uniforme, σ alejado de la cavidad

El esfuerzo máximo σ_{\max} ocurre en los extremos del eje mayor de esta cavidad elíptica y es dado por la ecuación debida a Inglis [Inglis, 1913]:

$$\sigma_{\max} = \sigma \left[1 + 2 \frac{2}{b} \right] \quad \text{IV.1}$$

Donde $2a$ y $2b$ son las longitudes de los ejes mayor y menor de la elipse respectivamente. El valor del esfuerzo del extremo principal de la cavidad σ_{\max} llega a ser extremadamente alto a medida que la elipse se alarga. En el caso de una elipse extremadamente plana o una grieta muy angosta de longitud $2a$ teniendo un radio de curvatura $\rho = b^2/a$, la ecuación IV.1 puede ser escrita como:

$$\sigma_{\max} = \sigma \left[1 + 2 \sqrt{\frac{a}{\rho}} \right] \cong 2\sigma \sqrt{\frac{a}{\rho}} \quad \text{para } \rho \ll a \quad \text{IV.2}$$

Notamos que a medida que ρ se hace más pequeña, σ_{\max} llega a ser más grande y en el límite $\rho \rightarrow 0$, $\sigma_{\max} \rightarrow \infty$. Definimos el término $2\sqrt{a/\rho}$ como el factor de concentración de esfuerzos, K_t , donde $K_t = \sigma_{\max}/\sigma$. K_t simplemente describe el efecto geométrico de la grieta en el

esfuerzo local (en la punta de la grieta). Nótese que el factor de concentración de esfuerzos K_t depende más de la forma de la cavidad que del tamaño.

IV.4.- El criterio de Griffith

Griffith fue el primero en analizar matemáticamente el fenómeno de fractura, derivó una expresión para determinar el esfuerzo de fractura de materiales muy frágiles como el vidrio. *Griffith* partió del hecho de que un cuerpo deformado elásticamente almacena una energía potencial y propuso que esta energía elástica almacenada es la fuerza impulsora del crecimiento de grietas, siempre y cuando la demanda de energía para la extensión de grieta sea satisfecha por la conversión de la energía elástica almacenada. El criterio de *Griffith* para la propagación de una grieta menciona que una grieta se propagará cuando el decremento de energía de deformación elástica sea al menos igual a la energía requerida para crear la nueva superficie de la grieta [González, 1988], [Meyers, 1984] y [Dieter, 1988].

Griffith estimó el cambio en la energía que resulta cuando una grieta elíptica es introducida en una placa infinita, *Griffith* calculó el decremento en la energía debido a la presencia de una grieta en una placa conforme a la ecuación de *Inglis* y descubrió que es equivalente a $\pi\sigma^2 a^2/E$ por unidad del espesor de la placa para la condición de esfuerzo plano. El incremento en la energía debido a la presencia de dos nuevas superficies equivalen $2a(2\gamma)$, donde γ es la energía superficial, por unidad del espesor de la placa. De esta manera, el cambio en la energía potencial de la placa cuando una grieta ha sido introducida podría ser escrito como:

$$U - U_o = 4a\gamma_s - \frac{\pi\sigma^2 a^2}{E} \quad \text{IV.3}$$

Donde U es la energía potencial por cada unidad del espesor de la placa, en la presencia de la grieta, U_o la energía potencial por cada unidad del espesor de la placa en la ausencia de la grieta, σ el esfuerzo aplicado, a la mitad de la longitud de la grieta y γ_s es la energía superficial específica. A medida que la grieta crece, la energía de deformación se libera pero se crean superficies adicionales. La grieta es estable cuando estas componentes de energía se encuentran en balance. Si no están en balance se tiene una grieta inestable, por lo que la grieta crecerá. Podríamos obtener la condición del equilibrio igualando a cero la primera derivada de

la energía potencial U respecto a la longitud de la grieta. De este modo, recordando que $\delta U/\delta a=0$, como U_o es la energía potencial en la ausencia de la grieta y no cambia la longitud de la grieta a , obtenemos:

$$\frac{\delta U}{\delta a} = 4\gamma_s - \frac{2\pi\sigma^2 a}{E} = 0 \quad \text{IV.4}$$

$$2\gamma_s = \frac{\pi\sigma^2 a}{E} = 0 \quad \text{IV.5}$$

Una segunda derivada negativa podría implicar que la ecuación IV.4 representa un equilibrio inestable y esa grieta crecerá. Reacomodando la ecuación IV.4 podríamos obtener el esfuerzo de propagación de la grieta σ_c bajo condiciones de esfuerzo plano y deformación plana de la forma:

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{2E\gamma_s}{\pi a}} \quad \text{esfuerzo plano} \quad \text{IV.6}$$

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{2E\gamma_s}{\pi a (1-\gamma^2)}} \quad \text{deformación plana} \quad \text{IV.7}$$

Donde γ es la razón de *Poisson*. Conforme al análisis termodinámico de *Griffith*, una condición necesaria para la propagación de la grieta es:

$$\frac{\delta U_e}{\delta a} \geq \frac{\delta U\gamma}{\delta a} \quad \text{IV.8}$$

Donde U_e es la energía elástica del sistema y $U\gamma$ es igual a $2\gamma_s$ en el caso más simple. Esta es una condición necesaria para una fractura debido a una propagación rápida de una grieta. Pero no podría siempre ser suficiente. Si el esfuerzo local en la punta de la grieta no es suficientemente grande para romper los enlaces atómicos, el criterio de la energía de *Griffith* sería inadecuado.

El gran valor de la teoría de *Griffith* es que, en lugar de los parámetro locales y difíciles de medir σ_{\max} y $\sqrt{\rho}$, permite el uso del esfuerzo aplicado y la longitud de la grieta, que son fáciles de medir. La cantidad $\sigma_c \sqrt{a}$ es denotada por K_c y es llamada la *tenacidad a la fractura* del

material. [Orowan, 1952] sugirió que la ecuación de *Griffith* sería más compatible con la fractura dúctil en metales por medio de la inclusión de un término γ_p expresando el trabajo plástico requerido para extender la pared de la grieta obteniendo:

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{2E}{\pi a}} (\gamma_s + \gamma_p) \quad \text{esfuerzo plano} \quad \text{IV.9}$$

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{2E}{\pi a (1-\nu^2)}} (\gamma_s + \gamma_p) \quad \text{deformación plana} \quad \text{IV.10}$$

IV.5.- El factor de intensidad de esfuerzos

El factor de intensidad de esfuerzos K mide la intensificación del campo de esfuerzos alrededor de la punta de la grieta y no debe ser confundido con el factor de concentración de esfuerzos K_r . El factor de intensidad de esfuerzos K incluye la influencia del esfuerzo σ y las dimensiones apropiadas de la grieta. De este modo K caracterizará las condiciones externas (el esfuerzo normal aplicado σ y la mitad de la longitud de la grieta a) que corresponden a fracturar cuando los esfuerzos y las deformaciones en la punta de la grieta alcanzan un valor crítico.

Este valor de K es caracterizado como crítico y es designado como K_c . En el caso de una muestra delgada (condiciones de esfuerzo plano), K_c depende del espesor de la muestra, mientras en el caso de una muestra de espesor grueso (condiciones de deformación plana), es independiente del espesor del espécimen y es denominado K_{IC} . La condición de deformación plana representa el estado de esfuerzos más severos y los valores de K_c son menores que los del espécimen de esfuerzo plano. Los valores de deformación plana del factor de intensidad de esfuerzo crítico, K_{IC} , son propiedades válidas del material independientes del espesor, para describir la tenacidad a la fractura de materiales. El factor de intensidad de esfuerzos K , en su forma más general se expresa matemáticamente como:

$$K = \alpha \sigma \sqrt{\pi a} \quad \text{IV.11}$$

Donde α es una constante que depende del modo de desplazamiento y geometría del espécimen (Figura IV.7), σ es el esfuerzo aplicado y a es la mitad de la longitud de la grieta, cuando se alcanza un valor crítico de K , conocido como tenacidad a la fractura y denotado como K_{IC} , ocurre la fractura. La tenacidad a la fractura constituye una propiedad del material, y puede ser medible por medio de pruebas de laboratorio. El factor de intensidad de esfuerzos tiene las unidades $(\text{N/m}^2)\sqrt{\text{m}}$, $\text{Pa}\sqrt{\text{m}}$ ó $\text{Nm}^{\frac{-3}{2}}$.

IV.6.- Tenacidad a la fractura

La *Mecánica de la Fractura Lineal Elástica* (MFLE) es el tratamiento más generalmente empleado en nuestra muy constante lucha ante la fractura catastrófica. Este nuevo enfoque se basa en el concepto de la propiedad referente al material, la tenacidad a la fractura, es la fuerza necesaria para extender la grieta entre un miembro estructural. Bajo circunstancias especiales, esta fuerza de extensión de la grieta se vuelve independiente de las dimensiones del espécimen y este parámetro podría ser entonces utilizado para una clasificación de materiales en el orden de su tenacidad a la fractura.

IV.6.1.- Hipótesis de la MFLE

La *Mecánica de la Fractura Lineal Elástica* asume lo siguiente:

- 1.- Las grietas son defectos inherentes al material.
- 2.- Una grieta es una superficie libre, interna y plana presente en un campo de esfuerzos elástico. En base a lo anterior, se calcula el esfuerzo en la punta como:

$$\sigma_{r\theta} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} = f(\theta) \quad \text{IV.12}$$

Donde r y θ son coordenadas polares, K es una constante llamada el factor de intensidad de esfuerzos y $f(\theta)$ describe la distribución de esfuerzos alrededor de la punta de la grieta.

- 3.- La grieta crece, ocasionando la falla del miembro estructural y es predicha en términos del esfuerzo tensil actuando en la punta de la grieta. En otras palabras, la situación de esfuerzo en la punta de la grieta es caracterizado por el valor K .

IV.7.- Metodología sobre la evaluación experimental

Se tiene como antecedente que en el periodo de 2008-2010, la industria automotriz experimento cambios drásticos en la economía nacional e internacional, obligando a los proveedores a ofrecer productos y servicios con los más altos índices de calidad y a menor costo, ocasionando entre otras acciones, la mejora de los procesos e incorporación de nuevos materiales [Ivison, 2009].

IV.7.1.- Plan metodológico

Ante esta situación, en una primera fase se analiza el proceso de fabricación de resortes automotrices tipo *Doble Pig-Tail*, mediante un mapa de proceso (Tabla IV.1) con la finalidad de revisar las condiciones de operación y características del producto. Posteriormente mediante un *Diagrama de Pareto* se estratifican las operaciones con mayor número de incidencias y se determina la problemática a resolver. En la segunda fase se incorpora un acero AISI 9254 de dos proveedores diferentes para la manufactura de resortes automotrices, con el fin de determinar variaciones en el comportamiento del mismo, en cada etapa del proceso. Posteriormente se caracteriza el acero AISI 9254 mediante ensayos de tenacidad a la fractura por microindentación *Vickers*, ensayos de tenacidad a la fractura bajo la norma ASTM-E399 y ensayos de tensión para evaluar su resistencia y vida útil. Finalmente se realiza el estudio fractográfico del comportamiento del material a diferentes temperaturas y tiempos de permanencia en horno.

IV.7.2.- Primera fase

A continuación se muestra la Tabla IV.1 con las condiciones de operación y características del producto para resortes automotrices tipo *Doble Pig-Tail*.

Con el análisis del proceso se identificaron 6 subprocessos con mayor índice de incidencias, impactando considerablemente en las especificaciones de calidad de los productos (dureza, tenacidad y vida útil). La Figura IV. 8 muestra la estratificación de las áreas de oportunidad del proceso de fabricación de resortes automotrices tipo *Doble Pig-Tail*.

Tabla IV.1.- Proceso de manufactura de resortes automotrices tipo *Doble Pig-Tail*

No.	Actividad	Tiempo	Maquinaria y/o Equipo	Especificación	Características y/o Propiedades
1	Pelado	60 seg	Peladora <i>Kieserling</i>	Ajustes de medida en conformidad con el cliente	Diámetros y longitud de barra
2	Inspección	180 seg	Calibrador <i>Vernier</i>	Diámetro conforme a especificación	Diámetro conforme a especificación
3	Austenizado	576 seg	Horno de austenizado	Zona 1 915± 10°C Zona 2 935± 10°C	Permanencia: 576 seg Tiempo: 7.8 seg 450 piezas/h
4	Conformado	15 seg	Enrolladora Módulo de Pig-Tail	1100 lbs 1380 lbs	
5	Temple	90 seg	Tina de temple	Temperatura de aceite 60-90 °C Tiempo de permanencia en aceite 90 seg	Dureza de 57 HRC, 90 seg con fuerte Agitación
6	Revenido	1800 seg	Horno de revenido	450 ± 5 °C	Dureza de 48 a 57 HR _C
7	Enfriamiento	60 seg	Tina de agua	Con agitación constante	
8	Inspección	180 seg	Durómetro	Dureza conforme especificación	
9	Granallado	43-51 seg	Máquina Shot-pen	Amperage 22-27 amp Intensidad 0.30-0.50 mm, 90% cubierto Mínimo	Tipo de granalla: 330 Mezcla operante: 85% mínimo

Tabla IV.1.- Proceso de manufactura de resortes automotrices tipo *Doble Pig-Tail* (continuación)

No.	Actividad	Tiempo	Maquinaria y/o Equipo	Especificación	Características y/o Propiedades
10	Prueba de flexión en frío	180 seg.	Máquina de flexión	Altura de flexión: 142 mínimo Altura libre: 402 mm	Establecer altura de ensamble
11	Baño soluble	30 seg.	Tina	Densidad 3.5 a 25 °C	Evitar corrosión en el Resorte
12	Rango de carga	120 seg.	Prensa hidráulica	Carga mín.: 750 lbs. Carga nom.: 771 lbs. Carga máx.: 794 lbs.	Rango de carga permisible conforme el cliente Altura de carga 306.9 mm
13	Inspección de frecuencia	180 seg.	Prensa hidráulica	Altura 306.9±25.4 mm	Frecuencia 2001.1-216.7 lbs/in
14	Inspección	180 seg.	visual	Visual conforme especificación	
15	Pintura	1.5 h	Cámara de pintura Robot	Carga después de pintura: 747 mínimo 778 nominal 809 máximo	
16	Pruebas de durabilidad	2700 seg.	Máquina de ensayos universales	Fatiga min 100,000 ciclos Pérdida máxima de carga: 5.1 veces la frecuencia	Concentricidad 6.4 mm máximo

Como se observa en el *Diagrama de Pareto*, la etapa de tratamiento térmico representa el 77.30% de los problemas que se presentan en la manufactura de los resortes, seguido del proceso de granallado con un porcentaje acumulado del 87.31%.

Sin embargo, por los intereses económicos y la complejidad de estas etapas, se decidió resolver el problema de tratamiento térmico (austenizado, temple y revenido) prioritariamente, ya que impacta fuertemente en las especificaciones de calidad del producto. Entre las variables de control se encuentra el tiempo de permanencia en el horno, temperatura del tratamiento y composición química del acero. A continuación se describe brevemente las etapas de austenizado, temple y revenido.

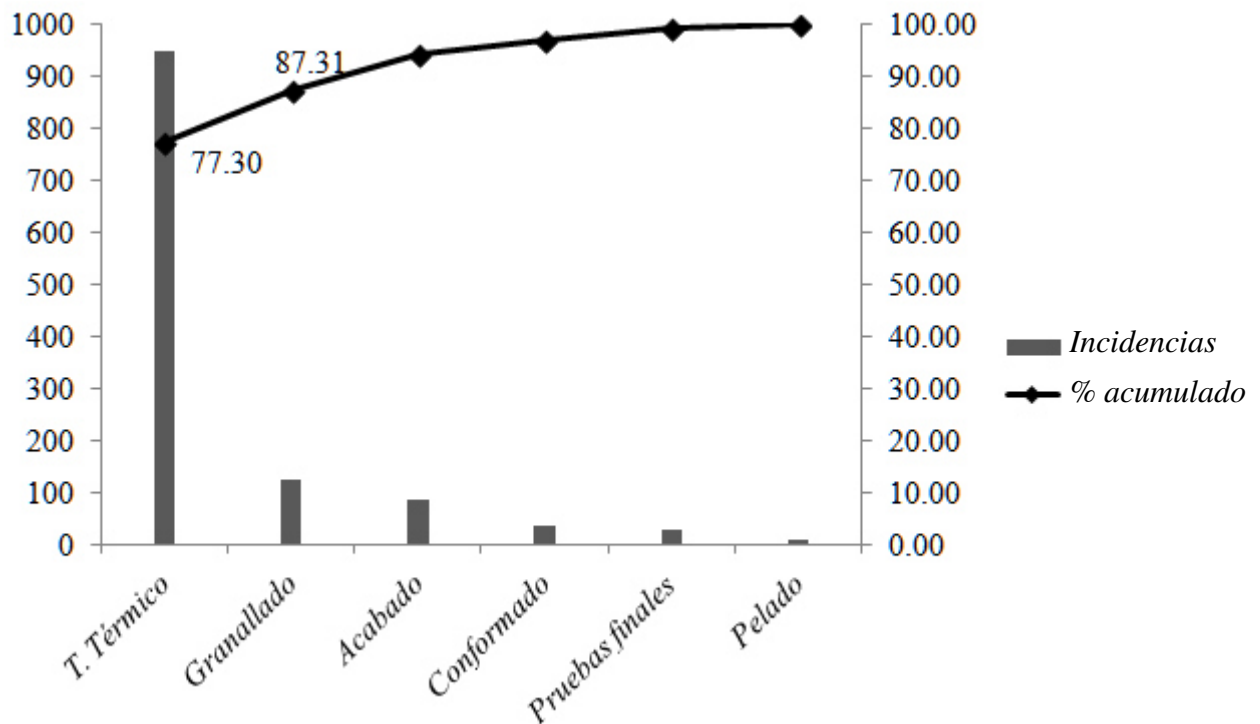


Figura IV.7.- Estratificación de la problemática en la manufactura de resortes

Austenizado.- La operación de austenizado se realiza en un horno de inducción industrial con una capacidad de 450 piezas/hora y un tiempo de permanencia promedio de 9.6 minutos. La temperatura promedio del horno se encuentra en los $915^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$. Una vez alcanzada la temperatura de austenizado, se conforma la

barra de acero en resorte empleando una enrolladora con una fuerza de 1380 lb durante 15 segundos.

Temple.- El temple del resorte se realiza con aceite mineral puro, altamente refinado y una mezcla de aditivos a una temperatura entre 60-90°C, durante 90 segundos. En esta etapa, se inicia la transformación de austenita-martensita y al llegar a la temperatura ambiente, el acero suele estar formado aproximadamente por martensita y austenita residual, variando generalmente el contenido de austenita del 5% al 25%. Esta microestructura mantiene una dureza promedio de 52 HR_C.

Revenido.- Posterior al temple, el resorte se introduce al horno durante 30 minutos a una temperatura de 450 ± 5 °C, el objetivo de la operación es modificar los efectos del temple como es la disminución de la dureza, aumentando la tenacidad y eliminando también las tensiones internas que siempre tienen los aceros templados.

IV.7.3.- Segunda fase

El material que se emplea en la manufactura de los resortes automotrices, es alambre de acero baja aleación *Cr-Si* (SAE 9254, ASTM A877 y OTEVA 70SC) limpio con espesor máximo de inclusiones no deformables (óxidos globulares y alúmina) menor a 5 micras. Dicho material es proporcionado por diferentes proveedores nacionales y extranjeros. La selección del acero AISI-9254 como material de estudio es el resultado de un análisis previo de costos y evaluación de los proveedores. El acero AISI-9254 lo comercializan diversas compañías como *Hylsa*, donde se mantiene una geometría diametral de 12.4 mm, con la composición química que se muestra en Tabla IV.2. Cabe mencionar que la empresa que manufactura los resortes automotrices, mantiene la posición de incluir en su programa de análisis de materiales los aceros AISI-9254 POSCO y AISI-9254 CHARTER en cuanto la propuesta metodológica de evaluación de la tenacidad a la fractura sea favorable a las necesidades de la organización:

Tabla IV.2.- Composición química del acero AISI-9254

Acero AISI	Composición química	Dureza	Resistencia mecánica (psi)
9254	0.571% C, 0.716% Mn, 0.007% P, 0.009% S, 1.35% Si, 0.04% Cu, 0.02% Ni, 0.67% Cr, 0.10% Sn, 0.009% Mo, 0.005% V, 0.016% Al	281.9Hv 27.4 HR _C / 55HR _C	270

IV.8.- Caracterización del acero AISI 9254

IV.8.1.-Medición de dureza

Se prepararon muestras cilíndricas de acero AISI 9254 sin tratamiento térmico de 12.4 mm de diámetro y 100 mm de longitud. Las probetas se desbastaron con lija del número 240 hasta el 400 y se pulieron en paño *microcloth* con alumina de 0.03 μm . La dureza promedio se determinó con 3 mediciones en cada una de las muestras (Tabla IV.3). Las mediciones de dureza se realizaron conforme a norma [ASTM D 2240, 2005] con carga constante de 19.61 N. La observación de las huellas de dureza *Rockwell C* y sus mediciones se efectuaron por microscopía óptica utilizando un equipo *Olympus GX51*. Con los resultados obtenidos se verificó la homogeneidad del material. La Figura IV.9 muestra una microfotografía de las huellas al medir la dureza del acero AISI 9254.

Tabla IV.3.- Medición de dureza en materia prima

Probeta	Dureza materia prima (HR_C)				
	a	b	b	Promedio	Desviación Estándar
1	27.45	27.38	27.45	27.43	0.0404
2	27.50	27.43	27.48	27.47	0.0361
3	27.49	27.50	27.58	27.52	0.0493
4	27.51	27.49	27.50	27.50	0.0100
5	27.50	27.48	27.50	27.49	0.0115

Una vez calculada la dureza promedio del acero, se determinó cualitativamente el tamaño de grano, presentando un grano cercano a 8.5 en la escala ASTM [ASTM E112-96, 2000]. Posteriormente se replicó el proceso de temple. El tratamiento térmico consistió en austenizar las probetas en una mufla convencional a 900°C durante 10 minutos como primera corrida experimental. Finalizado el austenizado, las muestras fueron templadas en aceite mineral sin agitación a 60°C durante 90 segundos. Las probetas templadas, se prepararon para su análisis metalográfico con lijas del número 240 hasta 400 y pulidas en paño *microcloth* con alumina de 0.03 μm . El ataque químico de las muestras se realizó con *nital* al 3% durante 4 segundos.

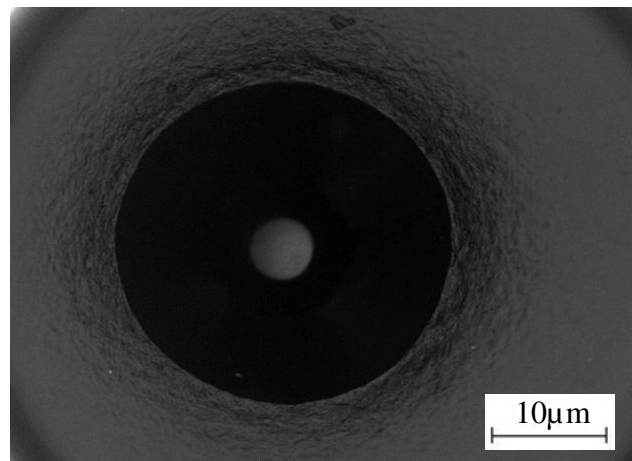


Figura IV.8.- Micrografía de indentación *Rockwell C* en acero AISI 9254 sin tratamiento térmico, magnificación 200X

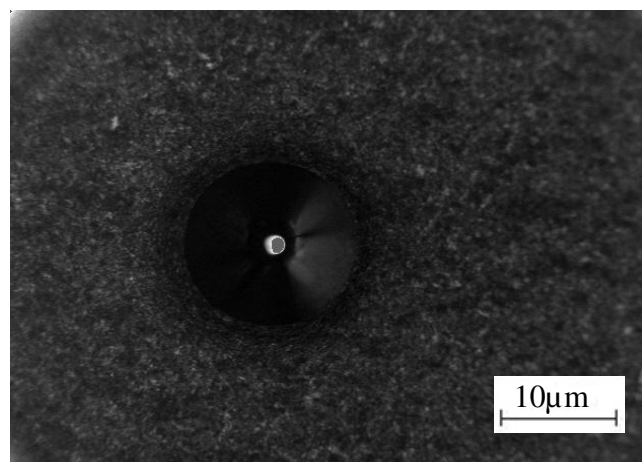


Figura IV.9.- Micrografía de indentación *Rockwell C* en acero AISI 9254, 1500gf, tratada térmicamente, magnificación 200X

Los resultados obtenidos en la primera corrida experimental del proceso de temple, muestran una transformación de fase martensítica en un 85% con 15% de austenita retenida, reducción del tamaño de grano a 3 en la escala ASTM. Esta información se validó empleando *Microscopía Electrónica de Barrido* (MEB) además de una evaluación cualitativa por *Microscopía Óptica* (MO). Los valores de dureza de las probetas templadas, se muestran en la Tabla IV.4.

Tabla IV.4.- Comparativo de dureza materia prima vs temple, austenización 900°C/10 min

Probeta	Dureza materia prima (HR _c)			promedio	Dureza temple (HR _c)			promedio
1	27.45	27.38	27.45	27.43	47.8	47.22	47.23	47.42
2	27.5	27.43	27.48	27.47	47.02	46.8	46.97	46.93
3	27.49	27.5	27.58	27.52	47.25	47.31	45.22	46.59
4	27.51	27.49	27.5	27.50	47.29	47.28	48.31	47.63
5	27.5	27.48	27.5	27.49	46.19	46.98	47.21	46.79

Como se observa en la Tabla IV.4, hay un incremento en la dureza del 58.3% después del temple, con una varianza de 0.472 para las 15 mediciones. Aún con la poca diferencia en los valores de dureza, no se cumple con la especificación de aceptación de 57 HR_c en esta etapa.

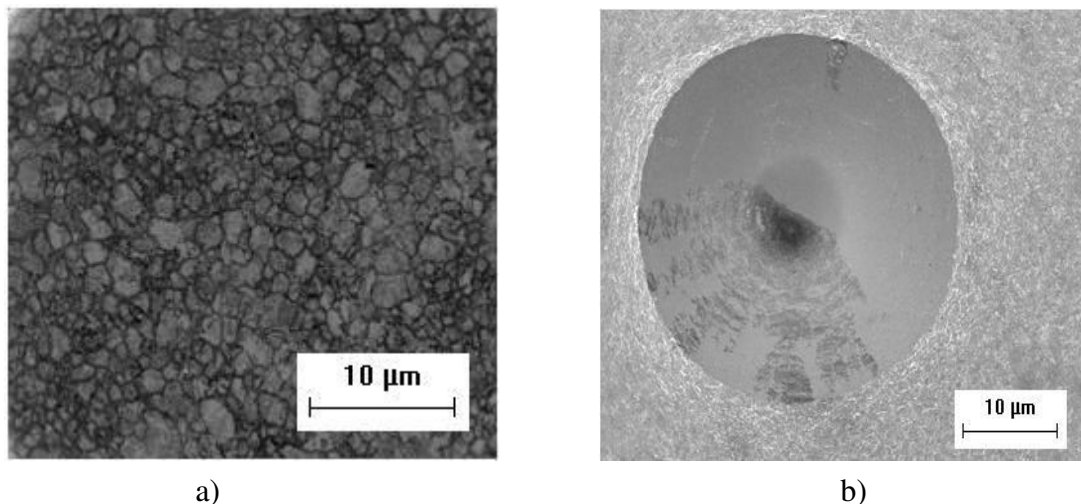


Figura IV.10.- Micrografías. a) Tamaño de grano del acero AISI 9254 templado. b) Micrografía por microscopía electrónica de barrido del acero 9254 templado a 1000X.

En esta etapa, se observa que la velocidad de calentamiento desde la temperatura ambiente hasta la temperatura de austenización, no produce gran efecto en la estructura final. Sin embargo, la cantidad de austenita retenida es muy elevada de acuerdo a la especificación de calidad de la planta (menor que 10%). La Figura IV.11 muestra el proceso de temple del acero AISI 9254.



a)



b)



c)



d)



e)

Figura IV.11.- Proceso de temple. a) Austenización de probetas de acero AISI 9254.

b) Temple en aceite. c) Desbaste grueso y fino. d) Pulido. e) Microscopía óptica.

Análisis de esfuerzos residuales y tenacidad a la fractura en aceros aplicados a resortes automotrices

Se diseñó un nuevo experimento tomando en cuenta que la causa probable del no cumplimiento de la especificación de dureza, fue el poco tiempo y la baja temperatura de austenización. En el experimento se incrementó la temperatura del aceite temple y se proporcionó agitación constante. Los resultados de la segunda serie experimental se muestran en la Tabla IV.5.

Tabla IV.5.- Comparativa de durezas promedio a diferentes temperaturas de austenización del AISI 9254 (carga 19.62 N)

Probeta	Austenización	Temple aceite (90 s)	Dureza materia prima (HRc)	Dureza temple (HR_c)
1	935°C, 18 min	70°C	27.50	52.19
2		75°C	27.49	52.25
3		78°C	27.45	51.98
4	940°C, 18 min	77°C	27.49	52.02
5		80°C	27.43	53.5
6		83°C	27.48	52.97
7	945°C, 18 min	79°C	27.45	53.20
8		86°C	27.50	55.98
9		87°C	27.48	50.30
10	950°C, 18 min	78°C	27.51	57.12
11		85°C	27.38	56.98
12		80°C	27.50	57.07

Como se observa en la Tabla IV.5, los valores de dureza de las probetas 10, 11 y 12 se aproximan al valor nominal de 57 HR_c. Esto se debe al incremento de la temperatura de austenización, ya que la pérdida de temperatura del espécimen al ingresar al seno del aceite es significativa. Se observa que el movimiento sobre el líquido de temple tiene una influencia extremadamente importante en las características de transferencia de calor del medio de temple y favorece la transformación de fase. La temperatura de temple en aceite puede ser influenciada por el punto de inflamación del aceite. Así como, requerimientos de limpieza, control de la distorsión y dureza. Se determina, que las condiciones experimentales más

adecuadas para reproducir el proceso de elaboración de resortes en la fase de temple son las siguientes:

Temperatura de austenización: 950°C

Tiempo de austenización: 18 minutos

Temperatura del aceite: 81°C promedio con fuerte agitación

Dureza promedio obtenida: 57.05 HR_c

Tamaño de grano: 3 en escala ASTM

Fase: martensítica en 90% con 10% austenita retenida.

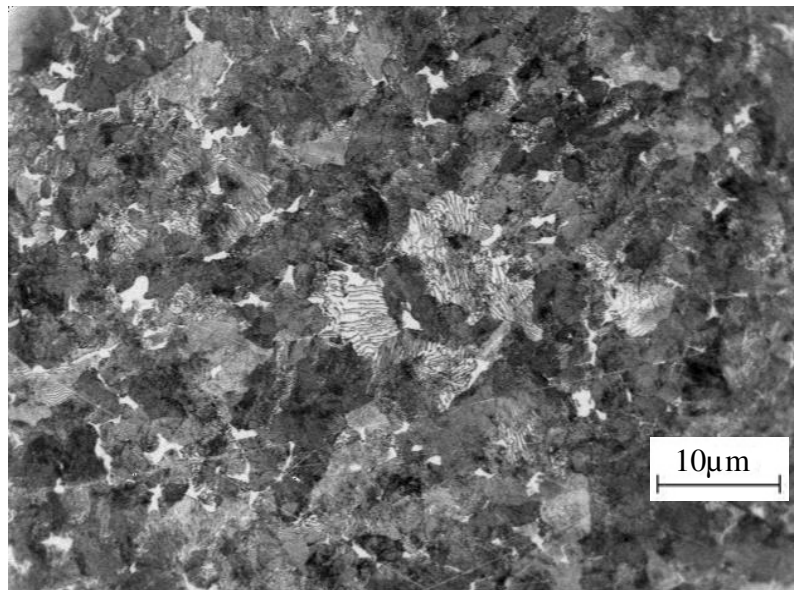


Figura IV.12.- Microestructura del AISI 9254, aceite a 80°C, con fuerte agitación a 200X

Una vez determinados los parámetros de la condición de temple, se realizó una corrida experimental con 10 probetas que fueron revenidas a 450°C durante 30 minutos. Los resultados obtenidos son los siguientes:

Temperatura de revenido: 450°C

Tiempo de revenido: 30 minutos

Dureza promedio obtenida: 54.41 HR_c

Tamaño de grano: 3 en escala ASTM

Fase: martensítica en 90% con 10% austenita retenida.

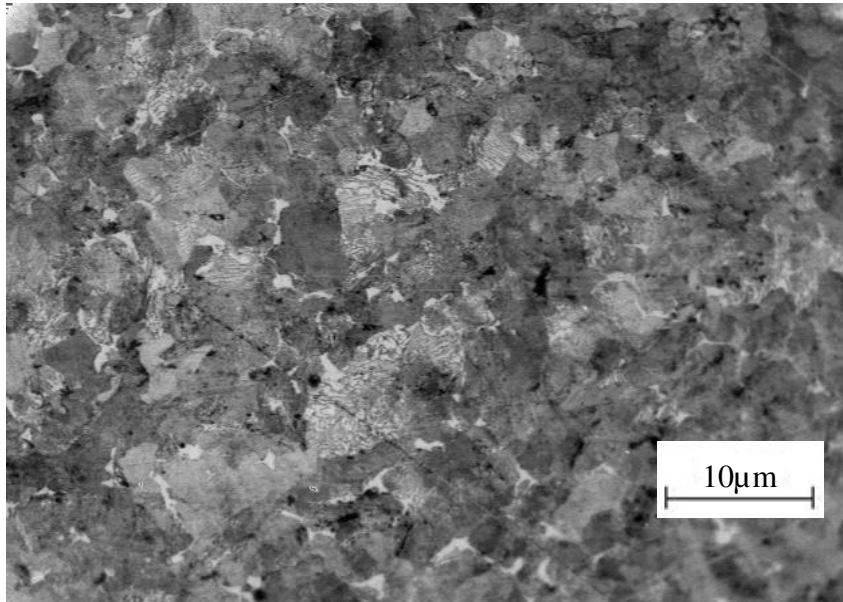


Figura IV.13.- Microestructura del AISI 9254, revenido a 450°C, 30 minutos, 200X

IV.8.2.- Ensayos de tenacidad a la fractura

El uso de microindentaciones tipo *Vickers* como técnica para el estudio de propiedades mecánicas como dureza y tenacidad a la fractura, puede considerarse una alternativa para mejorar la competitividad en la organización. Lo anterior debido a la reducción de costos en pruebas, toma de decisiones, diseño y control de la producción de resortes automotrices. Bajo este criterio se desarrolló el trabajo experimental, al pretender calcular el valor de K_{IC} en el acero AISI 9254 en condición de temple y en caso favorable, determinar la resistencia a la propagación de grietas del material. El procedimiento experimental consistió en determinar la presencia de posibles microgrietas en 3 probetas bajo condición de temple (950°C, 18 minutos, aceite a 81°C con agitación) con 19.61 N de carga. Las pruebas de microdureza *Vickers* se realizaron con un microdurómetro modelo *HVS 1000* serie *0004* cumpliendo con las normas establecidas [ASTM E92-82, 1997] para este ensayo. Limpieza previa del indentador, alineación de la muestra perpendicular al indentador, 15 segundos de tiempo en aplicación de carga, distancia entre indentaciones de acuerdo a su tamaño y eliminando las muestras deformadas por asimetrías en la impresión residual. La observación de las huellas de microdureza *Vickers* y sus mediciones se realizaron igualmente con el microscopio óptico (*MO*) y microscopía electrónica de barrido (*MEB*).

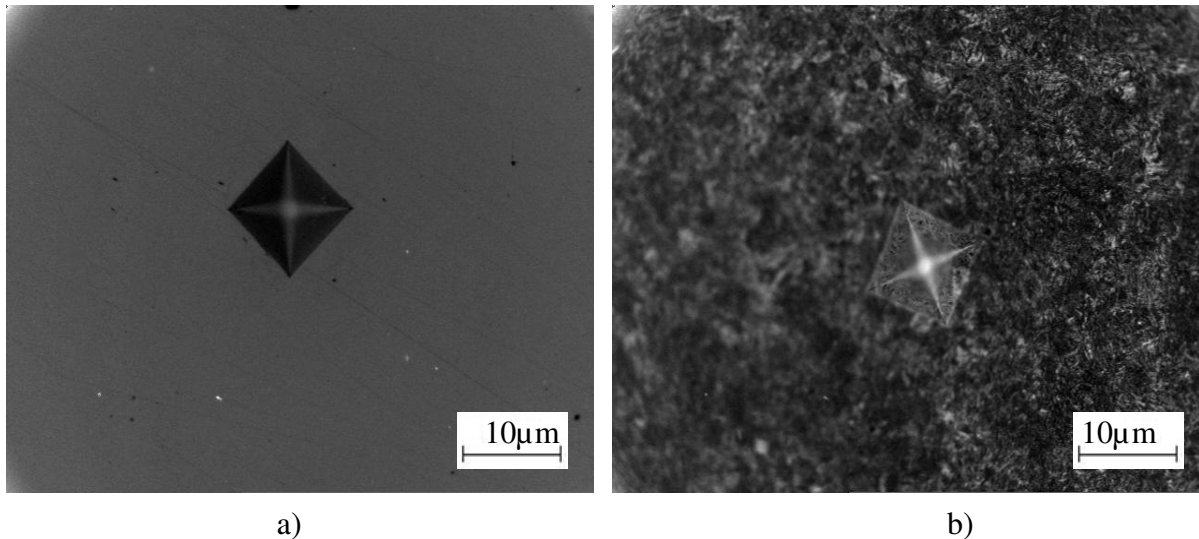


Figura IV.14.- Dureza *Vickers*. a) Micrografía del AISI 9254 templado sin ataque a 500x. b) Micrografías de indentaciones del AISI 9254 templado y atacado con nital al 3% a 500X.

Como se muestra en las micrografías, no hay presencia de microgrietas en el acero AISI 9254 en condición de temple. Por lo que se tomó la decisión de aplicar más carga en el material con la finalidad de inducir microgrietas. La Tabla IV.6 presenta los resultados experimentales de un grupo de 10 probetas en condición de temple y revenido, microindentadas con carga de 98.06 N a 490.33 N.

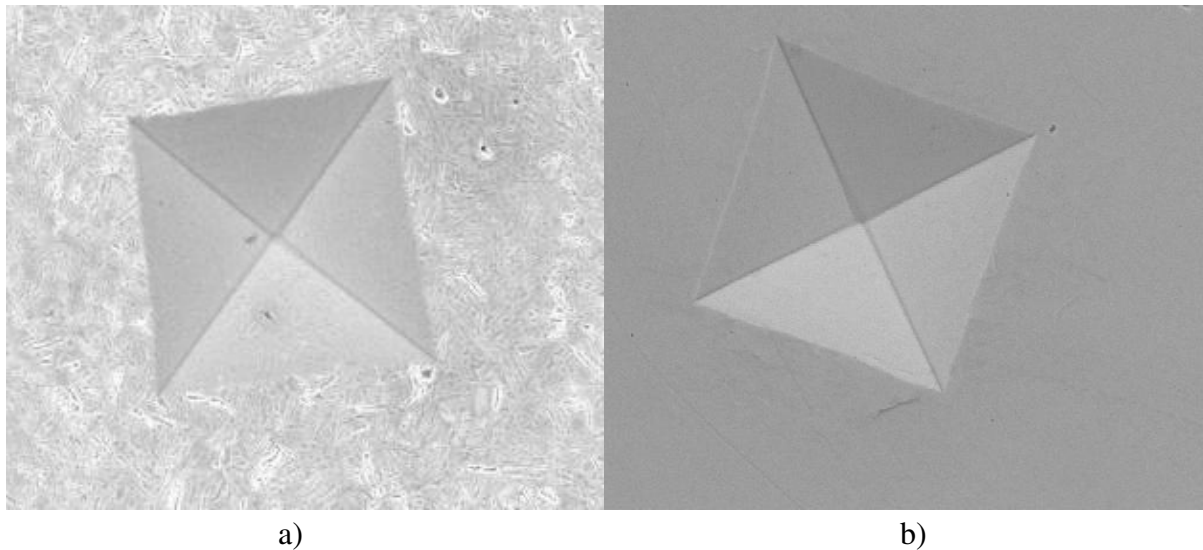


Figura IV.15.- Micrografías por MEB de indentaciones en acero AISI-9254 templado a 1000x
a) Sin ataque. b) Atacada con nital al 3%.

Tabla IV.6.- Microindentaciones del AISI 9254 con cargas de 98.06 N a 490.33 N

No.	Temple (Hv)	Revenido (Hv)	Carga 98.06 N					Carga 196.13 N					Fractura
			1	2	3	4	5	1	2	3	4	5	
1	628.3	----	628.3	627.8	627.9	628.3	628.2	628.3	629.0	627.9	628.1	628.2	X
2	614.2	----	614.2	613.9	613.8	613.9	614.1	614.1	614.2	614.2	613.9	615.3	X
3	628.3	----	628.2	627.9	628.2	627.8	628.3	627.9	628.1	627.8	628.1	628.2	X
4	626.2	----	626.0	626.0	626.3	625.9	625.8	625.9	626.2	626.1	626.9	625.1	X
5	628.3	----	627.9	628.2	628.1	627.9	628.3	628.3	628.2	627.8	627.8	627.8	X
6	624.2	478.9	477.9	478.7	478.5	478.8	478.9	478.6	478.7	479.0	477.9	478.4	X
7	624.2	480.3	479.9	480.2	480.3	480.3	480.1	480.5	479.8	479.9	480.2	480.3	X
8	628.3	481.6	481.3	481.3	480.9	481.5	479.9	481.3	481.3	481.1	481.5	480.8	X
9	632.4	478.9	478.5	478.8	478.9	478.8	478.9	478.6	478.7	477.9	478.7	478.5	X
10	628.3	478.9	477.9	478.4	478.7	478.5	478.8	478.9	478.8	478.9	478.6	478.7	X

Tabla IV.6.- Microindentaciones del AISI 9254 con cargas de 98.06 N a 490.33 N (continuación)

No	Temple (Hv)	Revenido (Hv)	Carga 294.19 N					Carga 490.33 N					Fractura
			1	2	3	4	5	1	2	3	4	5	
1	628.3	----	628.3	628.2	627.8	627.9	628.2	627.8	628.3	627.8	628.1	628.2	X
2	614.2	----	613.9	614.1	614.2	613.9	615.3	614.2	613.9	613.9	614.1	614.1	X
3	628.3	----	628.2	627.8	627.8	627.8	628.2	627.8	628.3	627.9	628.1	627.8	✓
4	626.2	----	625.9	626.2	626.1	626.9	626.3	625.9	625.8	625.9	626.2	626.0	X
5	628.3	----	628.2	627.9	628.2	627.8	628.3	627.9	628.1	627.8	628.1	628.2	X
6	624.2	478.9	478.9	478.6	478.7	479.0	477.9	478.7	478.5	478.4	478.7	478.5	X
7	624.2	480.3	480.3	480.3	480.1	480.5	479.8	480.2	480.3	480.3	480.2	479.9	X
8	628.3	481.6	479.9	481.3	481.3	481.1	481.3	481.3	480.9	481.5	479.9	480.9	X
9	632.4	478.9	478.6	478.7	478.5	478.8	478.8	478.9	478.6	478.7	477.9	478.7	X
10	628.3	478.9	478.9	478.8	478.9	478.6	478.7	477.9	478.7	478.4	478.7	478.5	X

Los resultados obtenidos en los ensayos de microdureza antes mencionados, muestran la presencia de una microgrieta en la probeta 3 al aplicar la carga de 490.33 N. Cabe mencionar que este hallazgo ocurrió en un muestreo de 20 mediciones.

Para determinar el valor de K_{IC} y evaluar la tenacidad a la fractura del acero AISI 9254, se analizaron 50 probetas en condiciones de temple (950°C, 18 minutos, aceite a 81°C con agitación) en donde se realizaron 10 microindentaciones aplicando 490.33 N de carga. Los resultados de las 50 probetas, son resumidos en la Tabla IV.7.

Análisis de esfuerzos residuales y tenacidad a la fractura en aceros aplicados a resortes automotrices

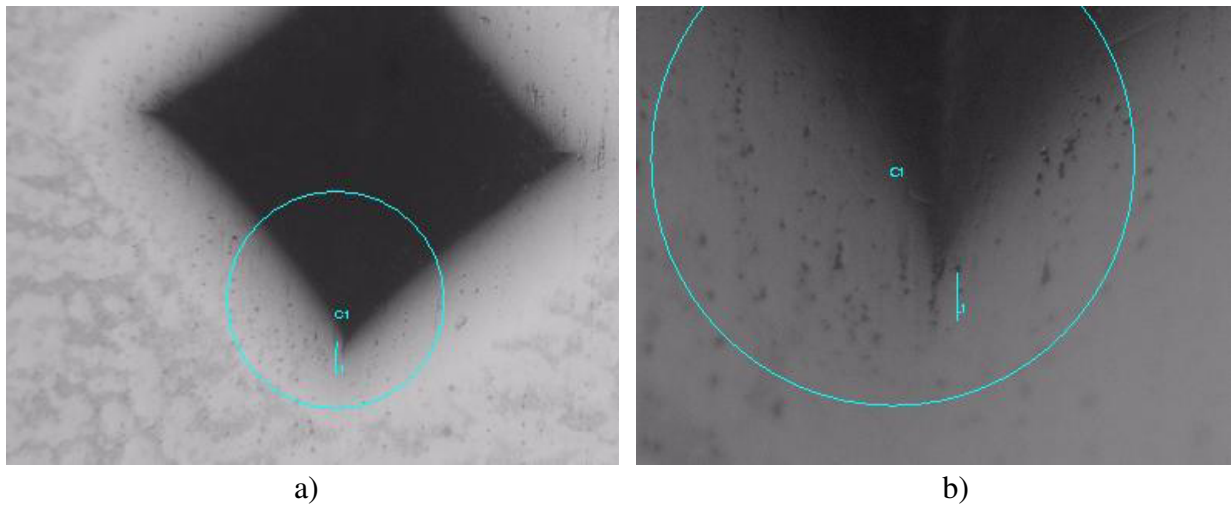


Figura IV.16.- Micrografías de la microgrieta obtenida en la probeta 3 del acero AISI-9254 en condición de temple, atacadas con nital al 3%. a) Sin ataque. b) Atacada con nital al 3%.

Para calcular la tenacidad a la fractura, el valor de c es adquirido experimentalmente, con el uso de microscopía óptica, a través de la suma del promedio de la mitad de la diagonal de la indentación (l), más el promedio de la longitud del perfil de microgrieta (g) (Figura IV.17), empleando el software *Image Pro-Plus V 4.0*.

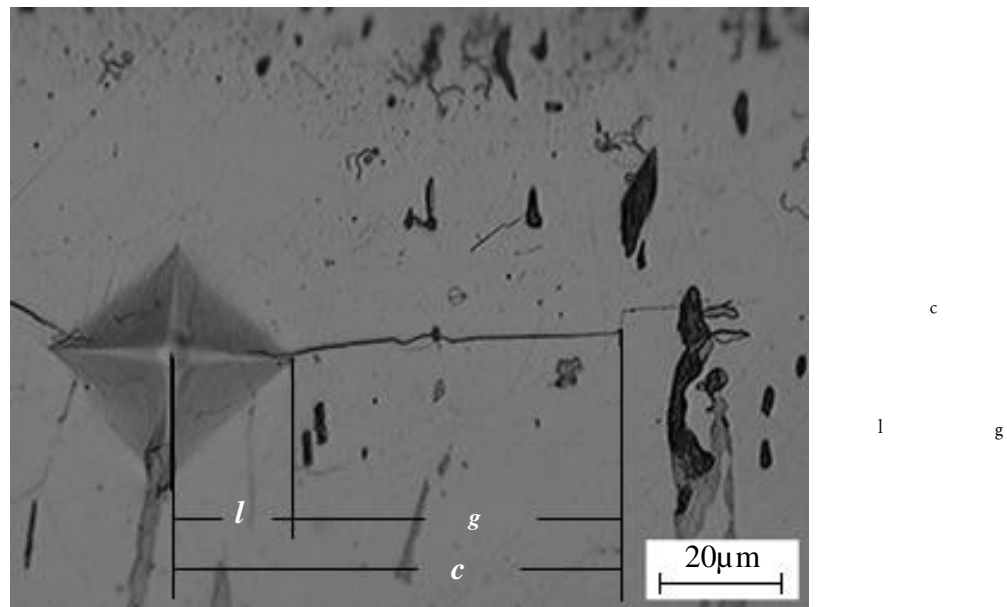


Figura IV.17.- Criterio de medición para encontrar el valor de c . Imagen por microscopía óptica (50x), a una carga de 9.8 N.

Tabla IV.7.- Mediciones de microindentaciones del AISI 9254

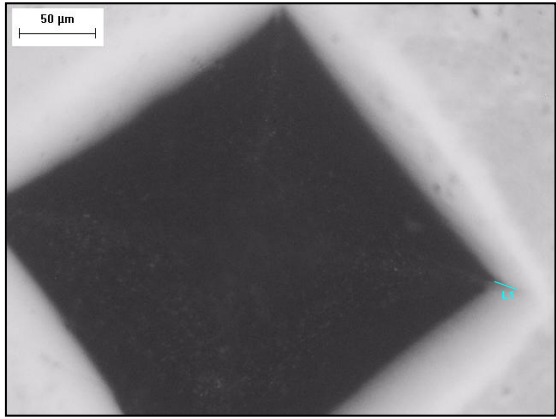
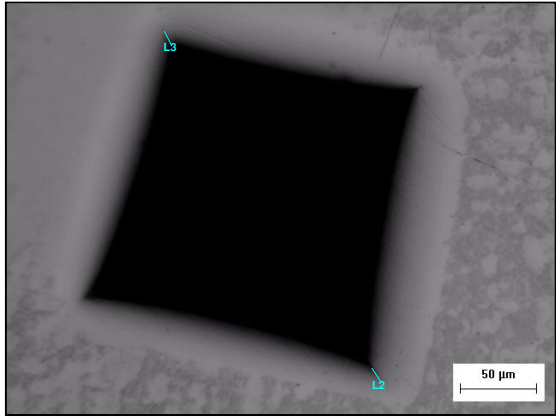
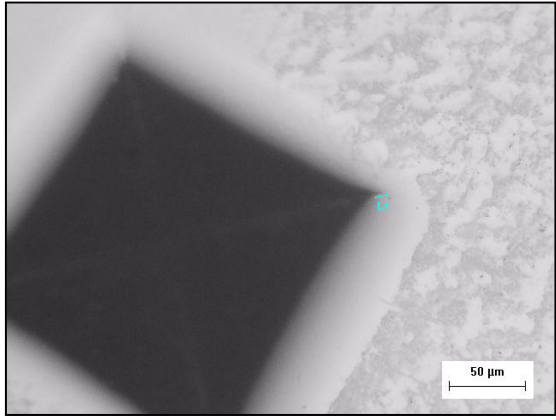
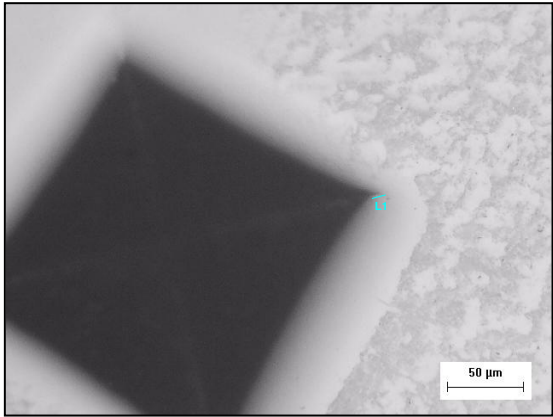
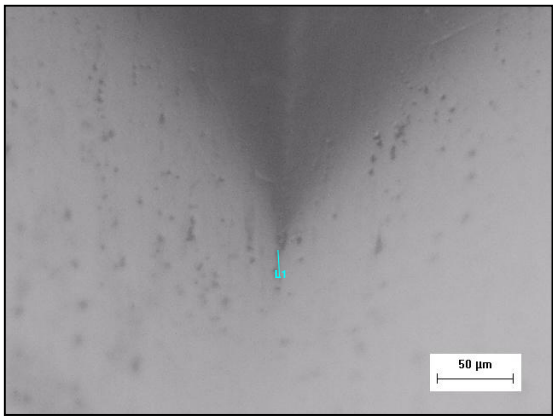
Probeta	Longitud de grieta (μm)		Micrografía
	L1	L2	
35	9.109		
43	8.044	10.55	
100	11.413		

Tabla IV.7.- Mediciones de microindentaciones del AISI 9254 (continuación)

Probeta	Longitud de grieta (μm)		Micrografía
	L1	L2	
110	9.56		
179	8.012		

La Tabla IV.8 presenta los valores promedio de 10 mediciones de la mitad de la diagonal de indentación (l), longitud de grieta (g), el valor de c (suma de $l + g$).

Los modelos basados en el régimen de agrietamiento tipo *Palmqvist*, fueron utilizados en la evaluación de la tenacidad a la fractura. En general para los dos modelos se emplea la carga de indentación, la longitud de grieta, el tamaño de la huella de indentación, el módulo de elasticidad y la dureza del material, en una forma o en otra.

Tabla IV.8.- Cálculo de K_C en microindentaciones del AISI 9254

Probeta	l (m)	g (m)	c (m)	P (N)	Kc [Mpa (m) ^{0.5}]
35	3.02E-04	9.11E-06	3.11E-04	490.5	17.167
43	2.98E-04	8.04E-06	3.06E-04	490.5	18.513
43	2.99E-04	1.06E-05	3.10E-04	490.5	16.111
100	2.90E-04	1.14E-05	3.01E-04	490.5	15.971
110	3.04E-04	9.56E-06	3.14E-04	490.5	16.647
179	3.00E-04	8.02E-06	3.08E-04	490.5	18.417

IV.8.3.- Evaluación de la tenacidad a la fractura por ensayo de flexión de 3 puntos

Para la evaluación de la tenacidad a la fractura por ensayo de flexión de tres puntos, se prepararon 12 muestras del acero AISI-9254 con diferentes condiciones de revenido. Se midió la dureza inicial en cada probeta con un durómetro marca *DUROAR*, con precarga de 98.06 N y carga de 1471 N, como se muestra en la Tabla IV.9.

Tabla IV.9.- Medición de durezas para ensayo de 3 puntos

Probeta	Condición de revenido	Dureza materia prima promedio (HR _c)	Dureza temple promedio (HR _c)	Dureza revenido promedio (HR _c)
1	m.p	27.48		
2		27.49		
3		27.51		
4	405°C, 30 min	27.52	54.33	52.10
5		26.98	55.12	53.38
6		27.53	55.27	52.82

Tabla IV.9.- Medición de durezas para ensayo de 3 puntos (continuación)

Probeta	Condición de revenido	Dureza materia prima promedio (HR _c)	Dureza temple promedio (HR _c)	Dureza revenido promedio (HR _c)
7	430°C, 30 min	27.51	56.18	53.42
8		27.50	55.88	53.28
9		27.49	52.20	52.96
10	450°C, 18 min	27.52	56.82	54.64
11		27.49	56.72	54.52
12		27.51	56.66	54.41

Una vez establecida la dureza promedio de las muestras revenidas, se procedió a realizar la evaluación de la tenacidad a la fractura del acero mediante el ensayo de tres puntos. La caracterización del material se realizó conforme a norma [ASTM E399-05, 2005], con las dimensiones que se muestran en las Figuras IV.18 y IV.19. Cabe mencionar que la muesca fue maquinada con un inserto de carburo de Tungsteno afilado con un radio de punta de 0.2mm generado en una máquina de CNC.

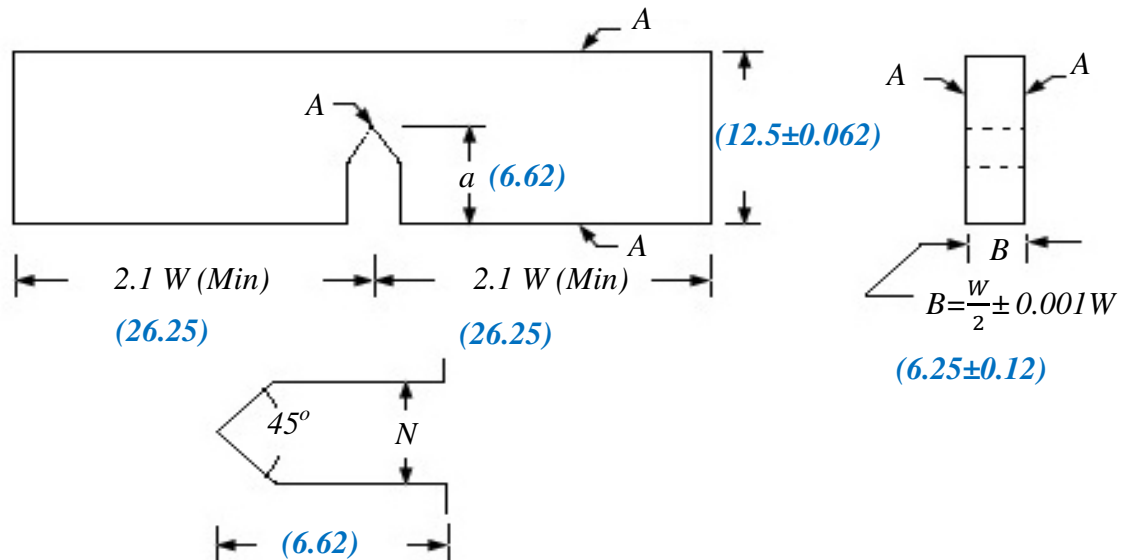


Figura IV.18.- Dimensiones de probetas para ensayo de tres puntos (mm)

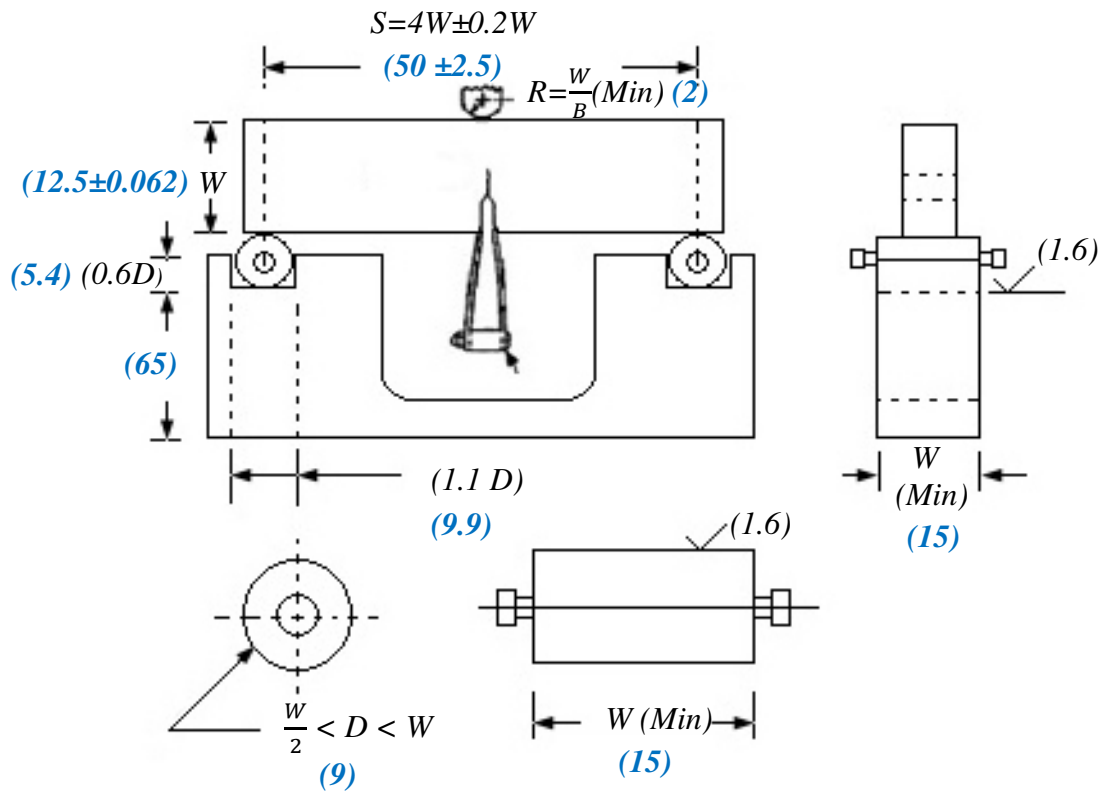


Figura IV.19.- Dispositivo de carga (mm)

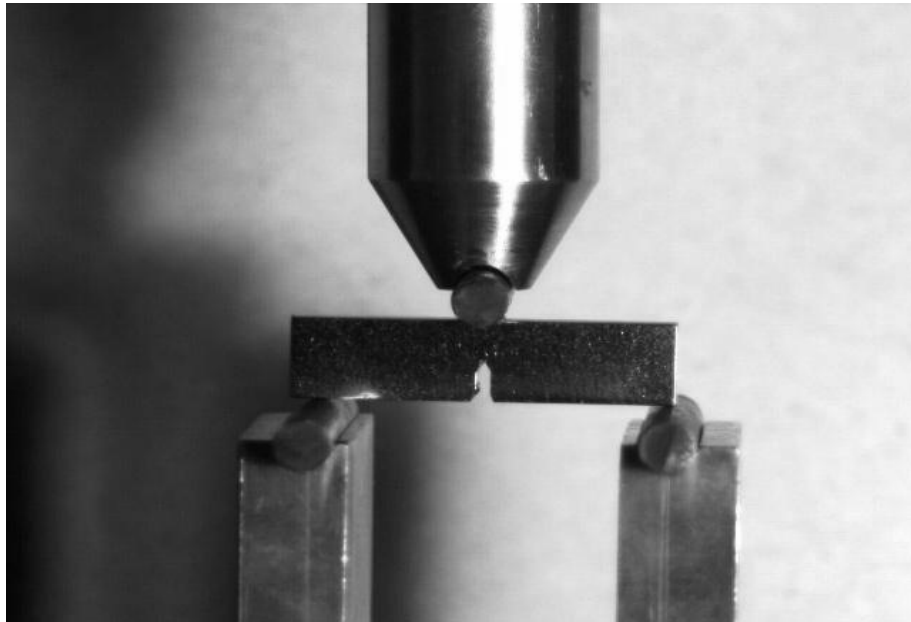


Figura IV.20.- Esquema del ensayo de flexión de 3 puntos

La prueba se realizó en una máquina *Instron* modelo 1125 con capacidad de carga de 100 kN y los aditamentos para el ensayo de flexión de 3 puntos. La velocidad aplicada para los ensayos fue de 0.5mm/min y el ensayo se detuvo hasta generar la grieta de los especímenes. Figura IV.21.



Figura IV.21.- Máquina *Instron* modelo 1125, con aditamentos para ensayo de 3 puntos

Se obtuvieron las gráficas de carga vs desplazamiento para cada muestra, y con la aplicación de las ecuaciones planteadas anteriormente se determinó el K_{IC} del material. Así como el P_{max} y dl_{max} . Las muestras fueron analizadas por microscopía óptica con el equipo *Olympus PMG3* y el analizador de imágenes *Image Pro-Plus V 4.0*. Para conocer la trayectoria de la grieta sobre la microestructura y la longitud de las mismas. A continuación se presentan los gráficos carga vs desplazamiento del ensayo de flexión de tres puntos para las muestras del acero AISI 9254 que fueron sometidas a diferentes temperaturas de revenido, así como de materia prima.

Con las gráficas carga vs desplazamiento obtenidas en los ensayos, se determinó el valor de P_Q y se procedió a la evaluación de K_{IC} . En la Tabla IV.10 se presenta los valores de K_{IC} obtenidos para las muestras revenidas.

Tabla IV.10.- K_{IC} en función de las temperaturas de revenido del AISI 9254

Revenido	K_{IC} MPa m ^{1/2}
405°C	48.2± 4.37
	46.7± 5.18
	47.7± 2.41
430°C	51.9± 0.25
	51.3± 0.43
	5.6± 2.34
450°C	55.01± 0.18
	54.4± 1.82
	54.8± 1.23

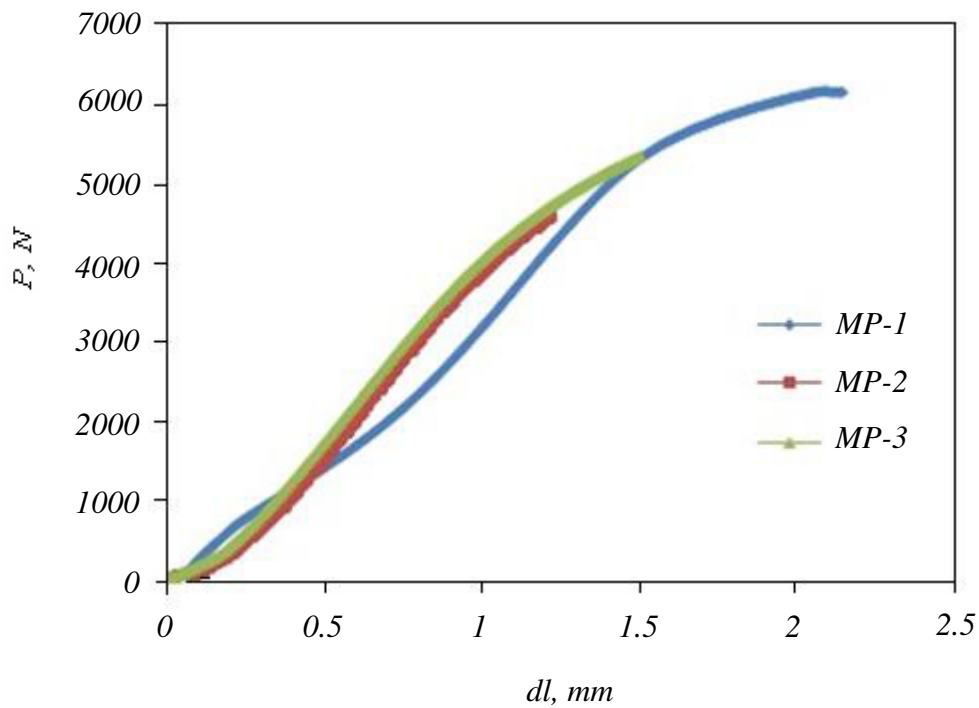


Figura IV.22.- Carga vs desplazamiento para los especímenes de materia prima

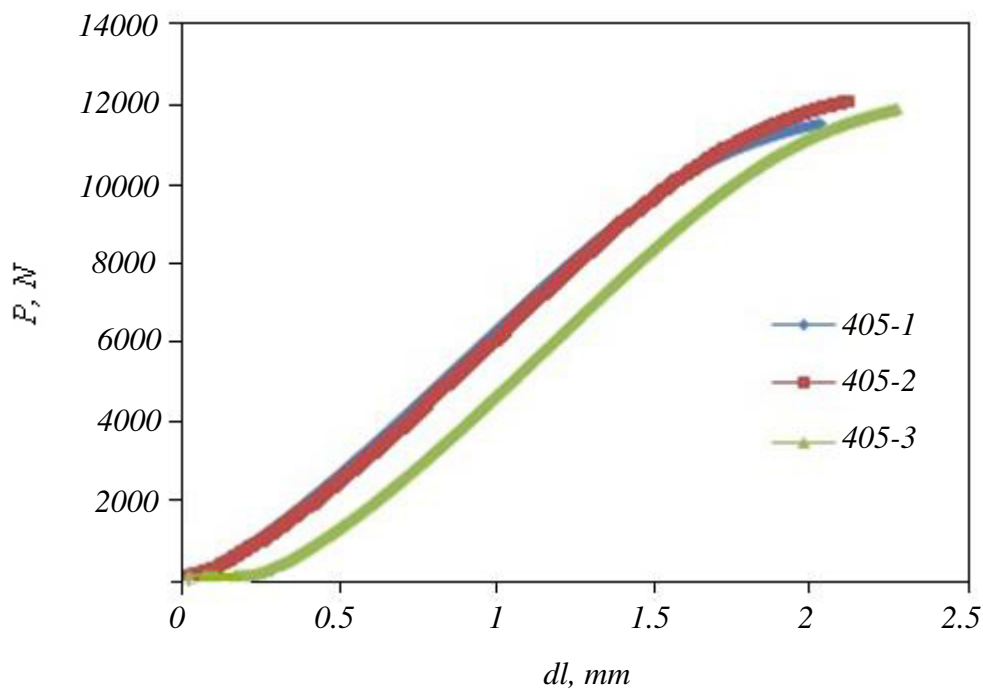


Figura IV.23.- Carga vs desplazamiento para los especímenes de revenido a 405°C

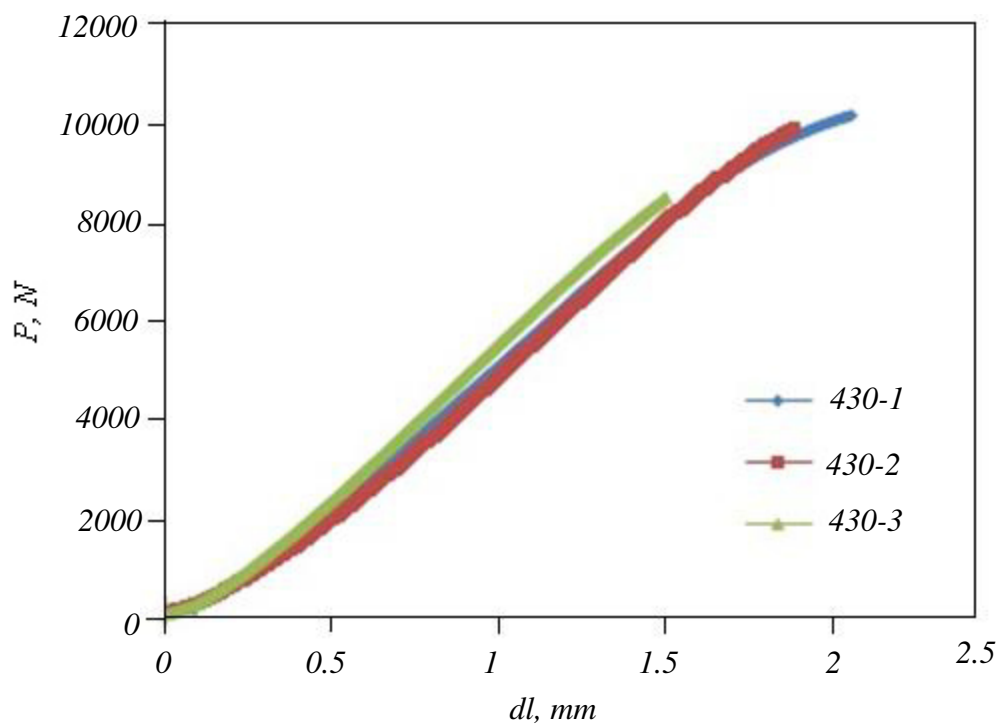


Figura IV.24.- Carga vs desplazamiento para los especímenes de revenido a 430°C

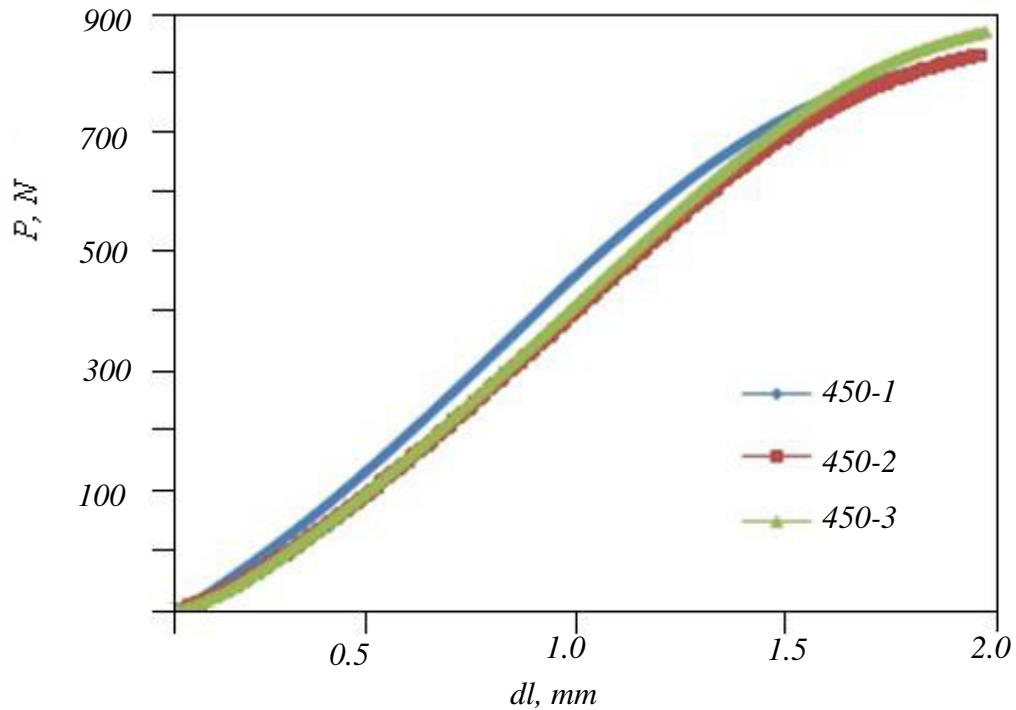
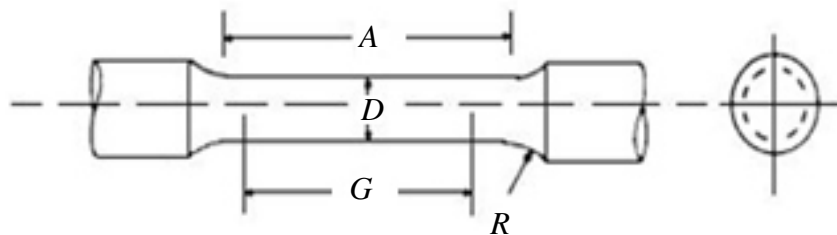


Figura IV.25.- Carga vs desplazamiento para los especímenes de revenido a 450°C.

IV.8.4.- Pruebas de tensión

Bajo las mismas consideraciones de proceso (revenido a 405, 430 y 450°C), se realizaron las pruebas de tensión bajo la norma ASTM E 8M-04 en la *Máquina Universal de Pruebas Mecánicas* marca *Instron modelo 8502* con capacidad de 250 kN. Desplazamiento y carga constante. Se empleó un extensómetro con longitud calibrada de 50 mm y viaje 5mm tipo estático. El diseño de las probetas y dimensiones nominales de prueba, se muestra en la Figura IV.27.



<i>G- Longitud calibrada</i>	<i>50 ± 0.1 mm</i>
<i>D- Diámetro</i>	<i>12.5 ± 0.005 mm</i>
<i>R- Radio</i>	<i>10mm</i>
<i>A- Longitud de sección reducida</i>	<i>56mm</i>

Figura IV.26.- Dimensiones de probetas de tensión para el acero AISI 9254

La Tabla IV.11 muestra los valores experimentales de las 12 probetas ensayadas en la prueba de tensión en condición de temple y revenido.

Tabla IV.11.- Datos iniciales para la prueba de tensión

Probeta	Revenido	Temperatura de temple en aceite (90 seg)	Dureza materia prima promedio (HR_c)	Dureza temple promedio (HR_c)	Dureza revenido promedio (HR_c)
1	m.p	-	27.50	-	-
2			27.49	-	-
3			27.45	-	-
4	405°C, 30 min	83°C	27.49	54.32	52.02
5			27.43	55.22	53.42
6			27.48	55.27	52.92
7	430°C, 30 min	85°C	27.45	56.20	53.24
8			27.50	55.98	53.18
9			27.48	52.30	50.45
10	450°C, 18 min	89°C	27.51	56.92	54.42
11			27.38	56.72	54.52
12			27.50	56.46	54.21

Las propiedades mecánicas promedio del material AISI 9254; son mostradas en la Tabla IV.12; con las condiciones de temple y revenido. Dichos datos revelan un incremento del *Esfuerzo de Tensión, Elongación, Reducción de área y Esfuerzo de Cedencia* en la condición de revenido a 450°C, durante 18 minutos en comparación con los demás tratamientos térmicos.

Se observa que el tratamiento de revenido disminuye la dureza en el material AISI 9254, ayuda al reducir tensiones del material después del temple y con esto nos da como resultado el incremento de las propiedades mecánicas del mismo.

Tabla IV.12.- Propiedades del AISI 9254 tratado térmicamente

Acero AISI	Revenido	Dureza Promedio (HRC)	Esfuerzo de Tensión (Psi)	Esfuerzo de Cedencia (Psi)	Elongación (%)	Reducción de área (%)
9254	405°C	53.19	305,000	274,000	10	32
	430°C	52.29	263,000	254,000	9	30
	450°C	54.38	310,000	276,000	10	33

En las Figuras IV.27, IV.28 y Figura IV.29 se muestran los resultados más representativos (esfuerzo-deformación) obtenidos en las diversas condiciones de revenido.

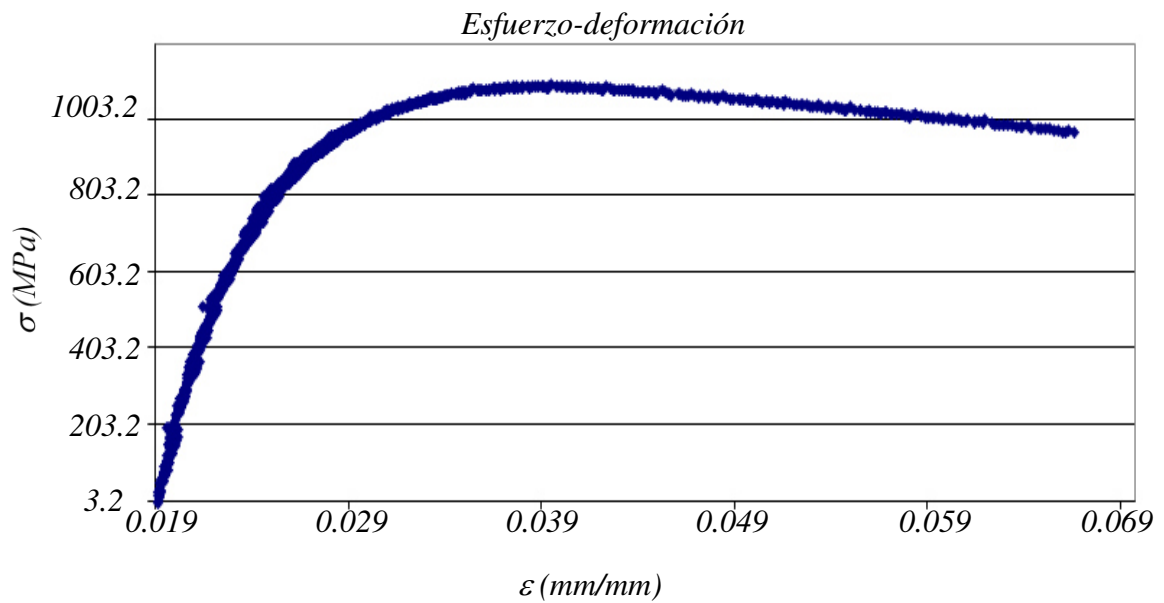


Figura IV.27.- Gráfica de esfuerzo-deformación del AISI 9254 en materia prima

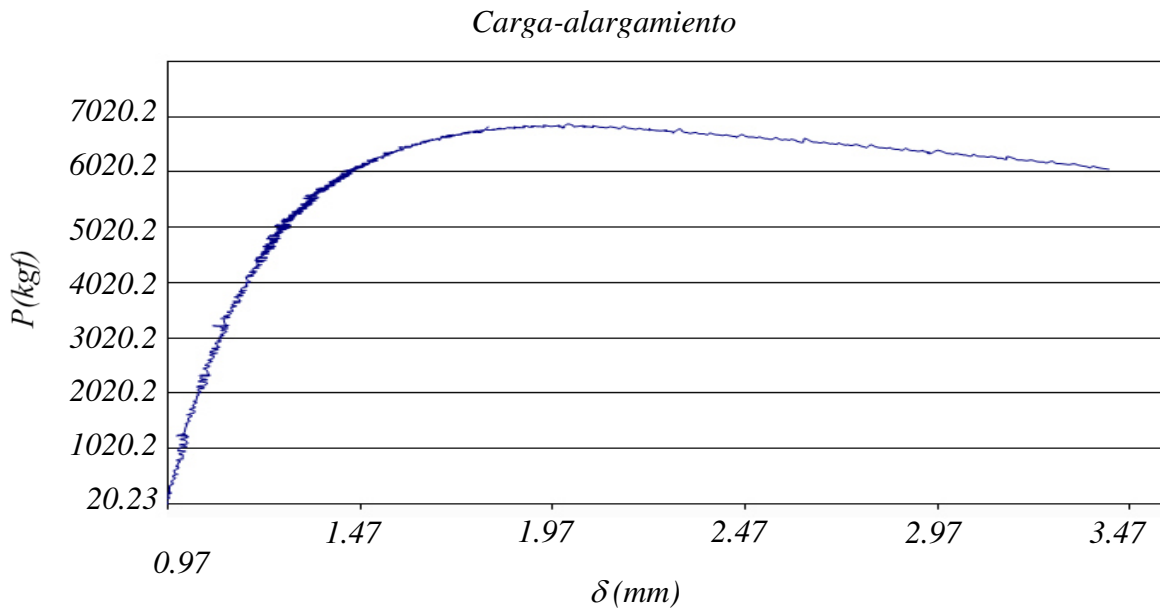


Figura IV.28.- Gráfica carga-alargamiento del AISI 9254 en materia prima

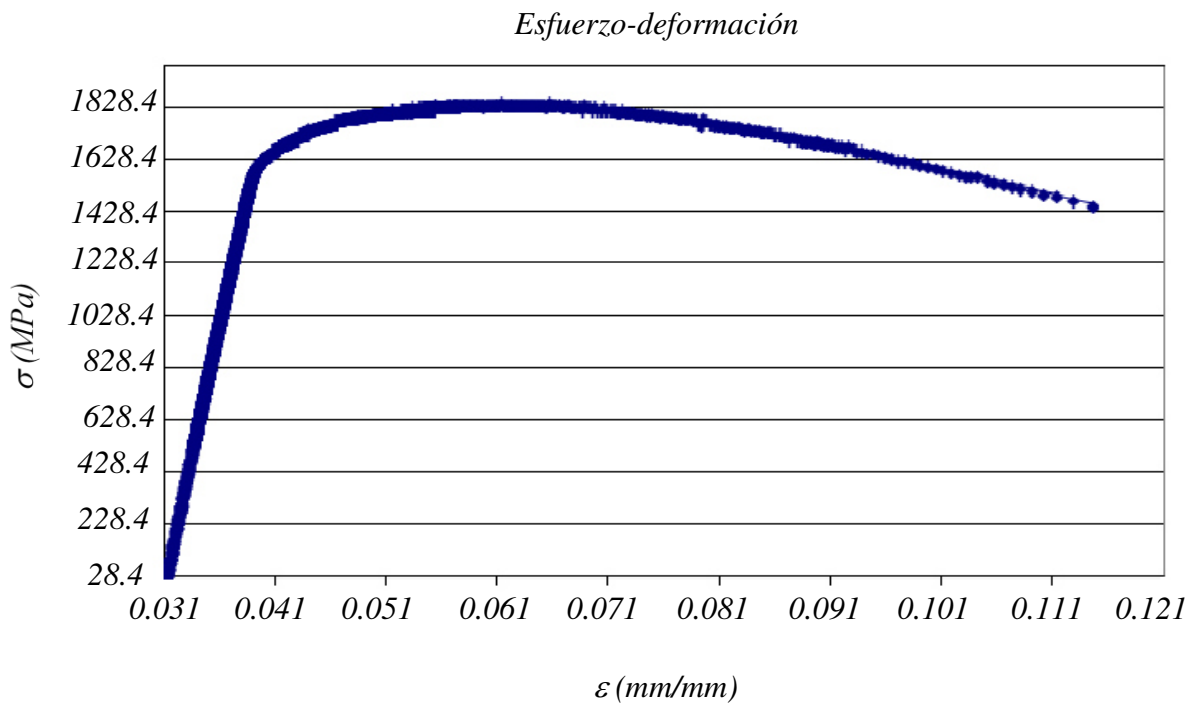


Figura IV.29.- Gráfica esfuerzo-deformación del AISI 9254, revenido a 405°C, 30 min.

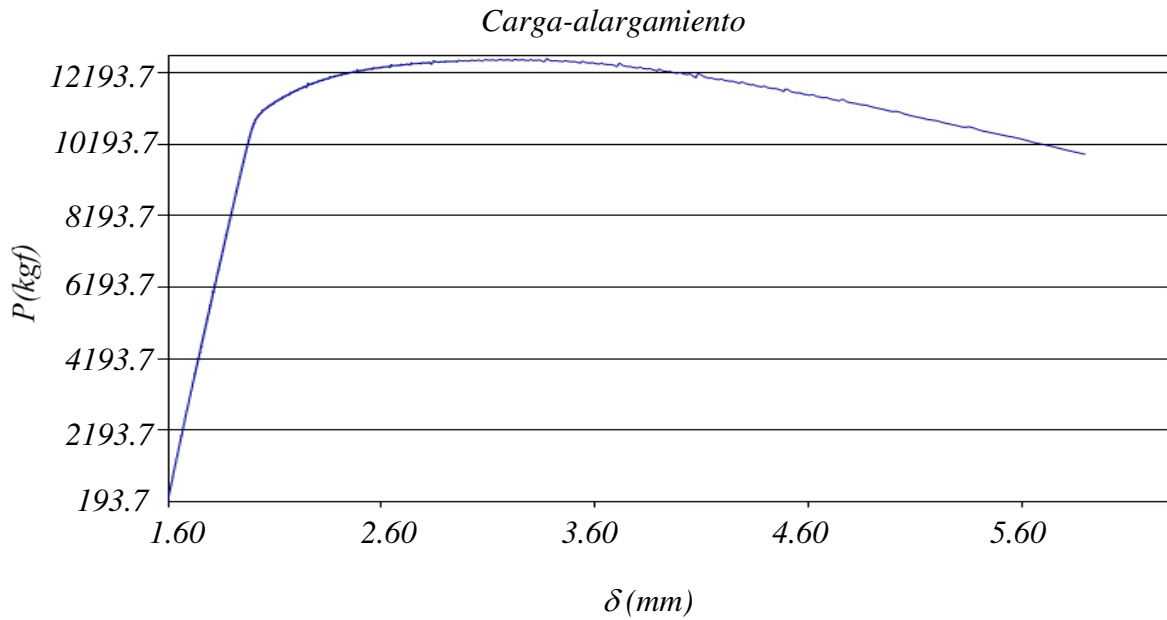


Figura IV.30.- Gráfica carga-alargamiento del AISI 9254, revenido a 405°C, 30 min.

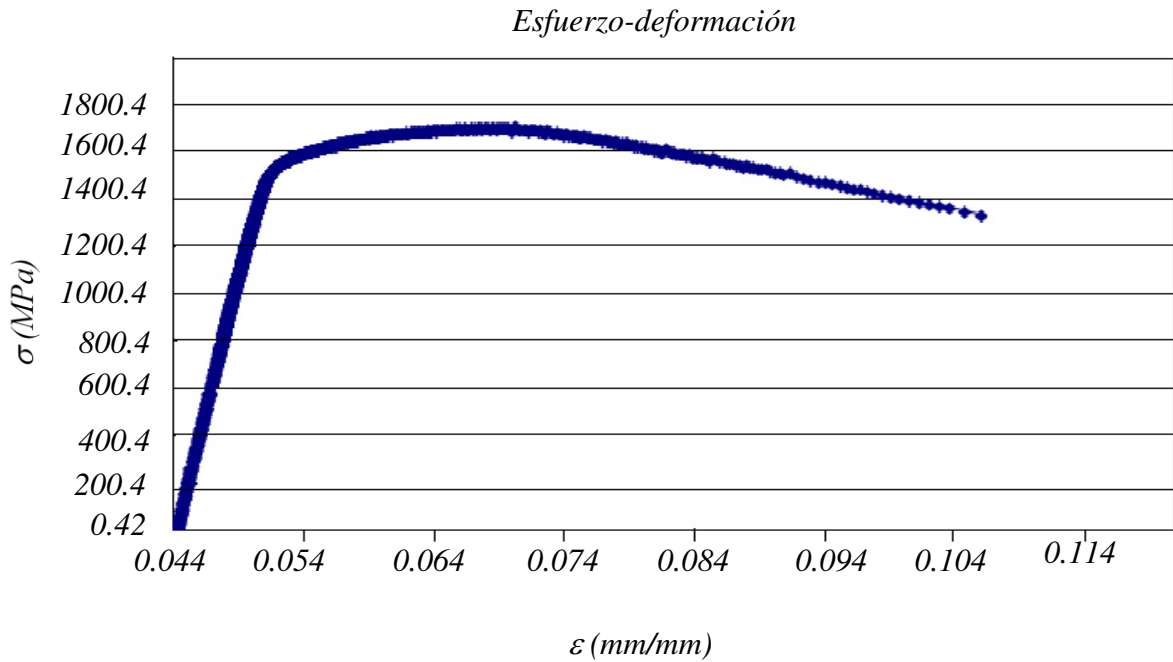


Figura IV.31.- Gráfica Esfuerzo-deformación del AISI 9254, revenido a 430°C, 30 min.

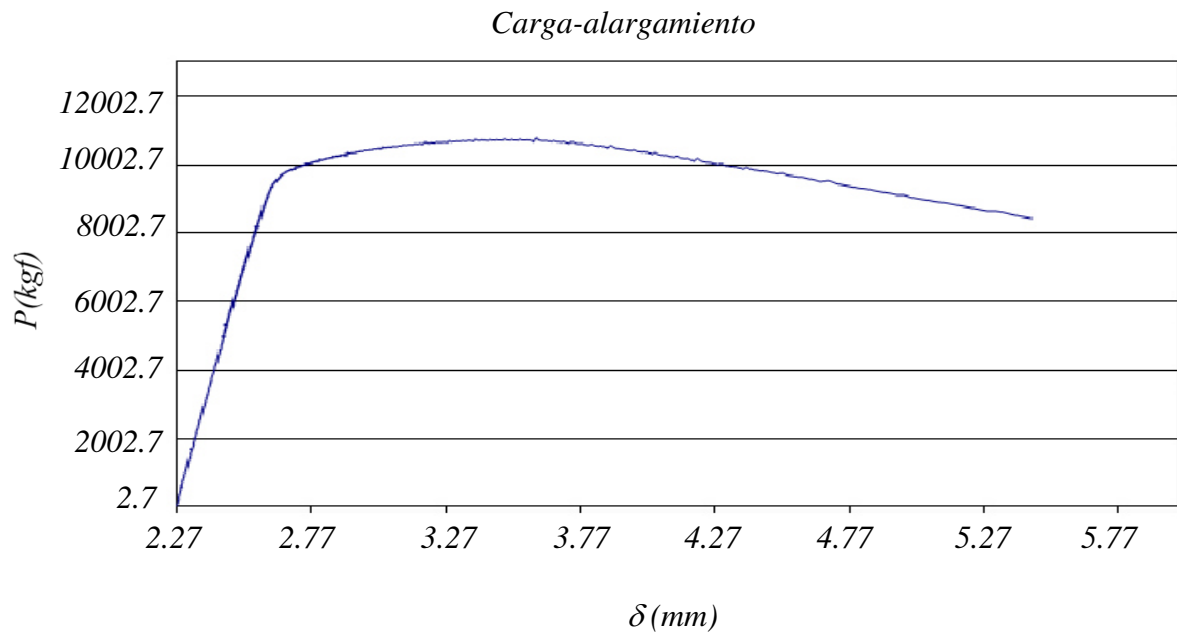


Figura IV.32.- Gráfica Carga-alargamiento del AISI 9254, revenido a 430°C, 30 min.

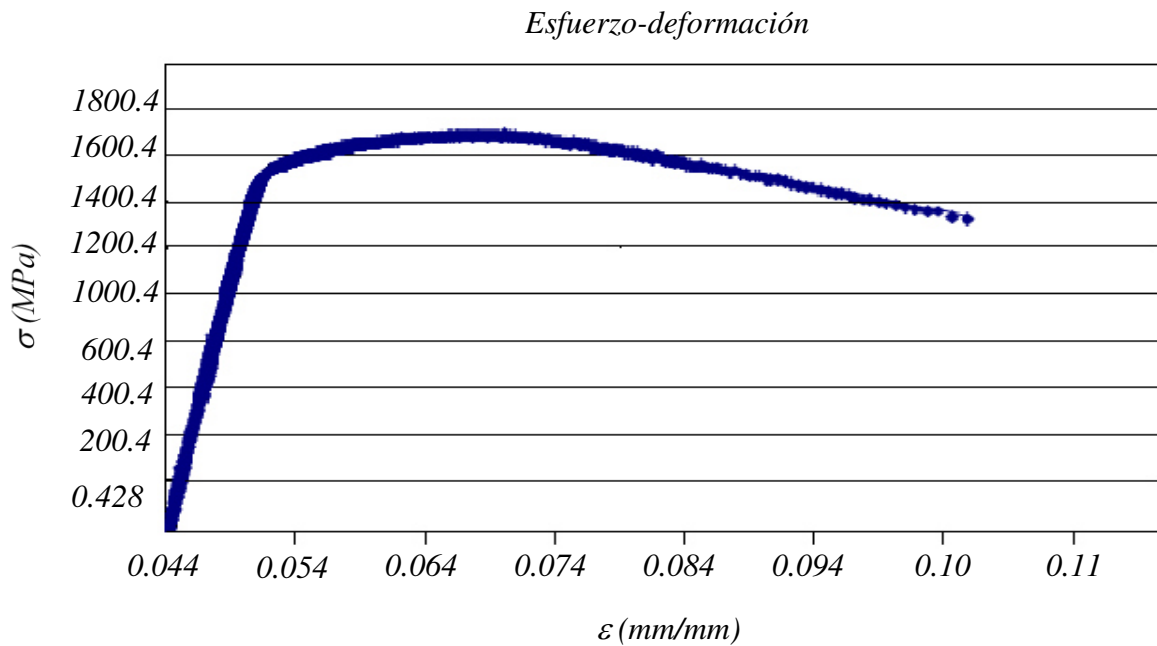


Figura IV.33.- Gráfica esfuerzo-deformación del AISI 9254, revenido a 450°C, 30 min

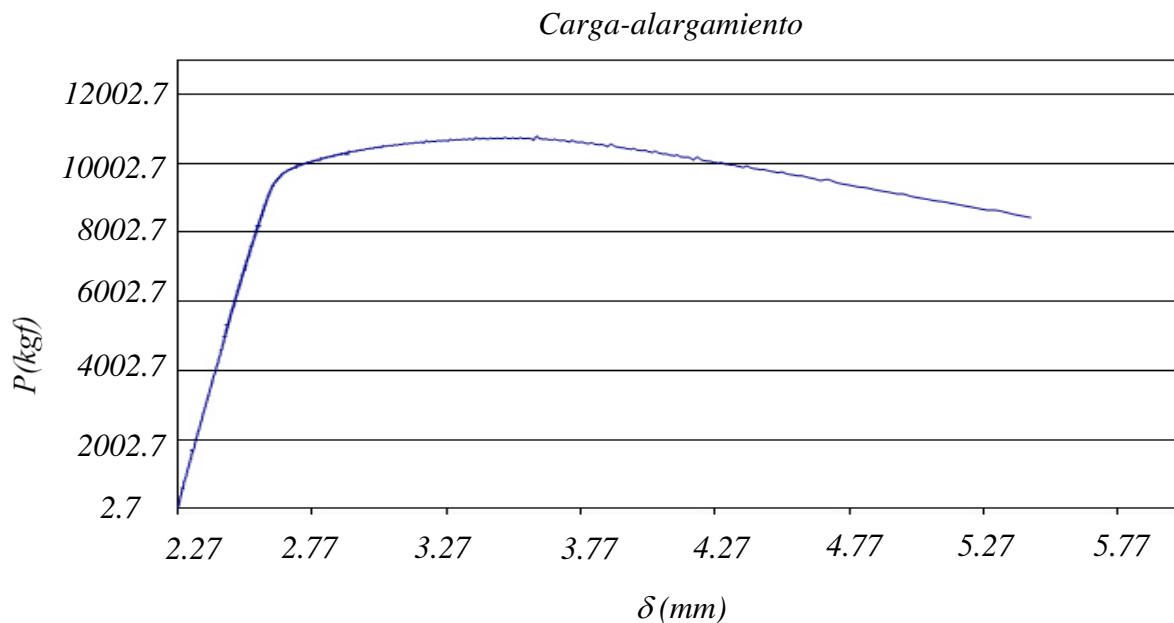


Figura IV.34.- Gráfica Carga-alargamiento del AISI 9254, revenido a 450°C, 30 min

IV.8.5.- Análisis de la superficie de fractura

Posterior a las pruebas de tensión, se desarrolló el estudio fractográfico. El análisis fractográfico se realizó con un estereoscopio *Olympus SZ-60 a 500* aumentos. El análisis de las secciones permitirá determinar; zonas con características particulares que brinden información respecto al tipo de fractura y zonas de inicio.

El estudio muestra los diferentes tipos de fractura dúctil-frágil. Las fracturas por tensión pueden clasificarse en cuanto a forma, textura, como color. Los tipos de fractura, en lo respectivo a la forma, son simétricos: cono-copa que se presentan en este trabajo. Si el material es frágil, o mediante una entalla superficial se induce un estado de triaxialidad superficial, tiende a suprimirse la zona cónica y se obtiene entonces una fractura plana como puede verse en algunas superficies del estudio.

La Figura IV.35 presenta la fractura de la probeta 1; una fractura tipo frágil del acero a ensayo de tensión además; Al redor de la zona de inicio de la fractura se forma una zona fibrosa del material. La macrografía muestra *patrones de río* en la zona de fractura.

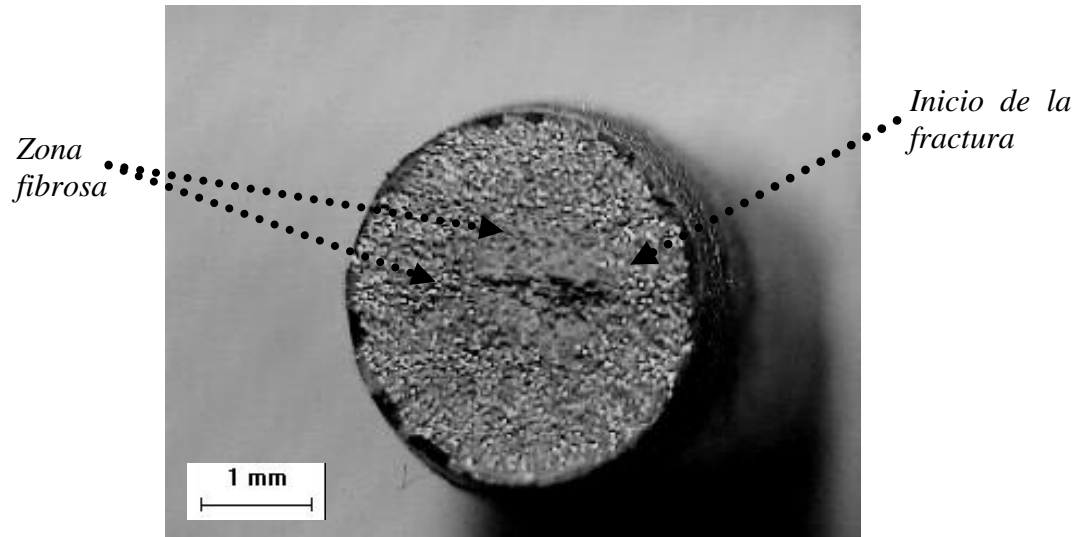


Figura IV.35.- Macrografía de la probeta 1, tipo de fractura frágil

La macrografía de la probeta 5 muestra la dirección y orientación de fractura del espécimen; Por otra parte se tiene una fractura tipo copa-cono, la fractura se origina cerca del centro extendiéndose hacia la periferia del espécimen (Figura IV.36).

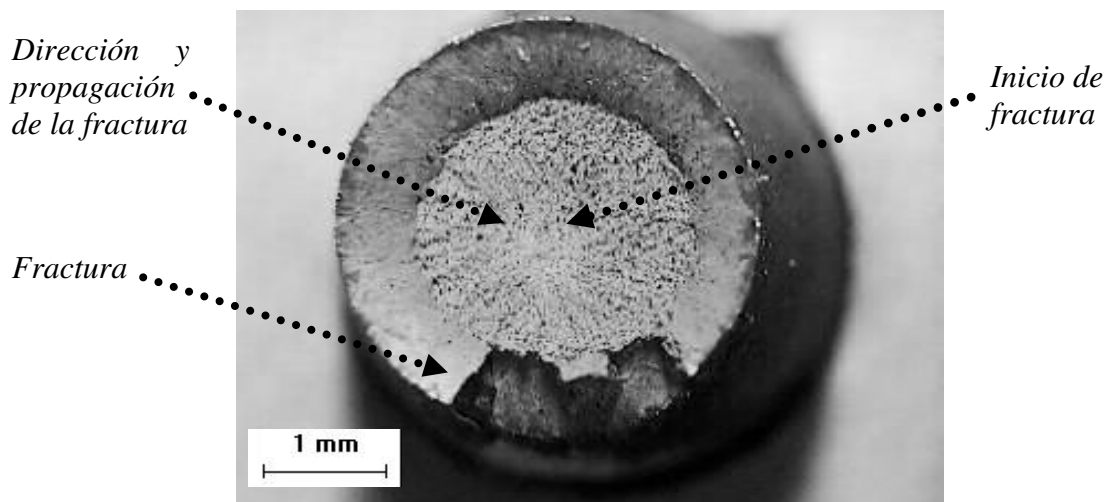


Figura IV.36.- Macrografía de la probeta 5, tipo de fractura frágil

La fractura de la probeta número 10; muestra la dirección y el inicio como la nucleación de fractura; por otro lado se identifica una fractura tipo copa-cono, además se tiene que en la dirección de la fractura, se encuentran el crecimiento de la fractura a la superficie, como se observa en la Figura IV.37.

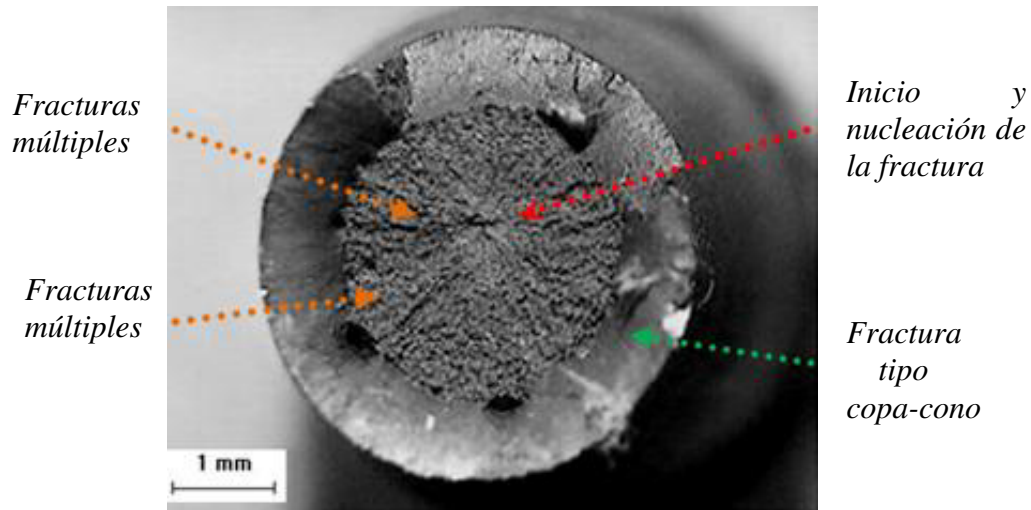


Figura IV.37.- Macrografía de la probeta 10, tipo de fractura dúctil

La probeta 12 muestra fractura tipo copa-cono. Por otra parte se tiene una fractura dúctil, la fractura se origina cerca del centro extendiéndose afuera para el final de la fractura, el flujo y la dirección de la fractura se da hacia la superficie del material.

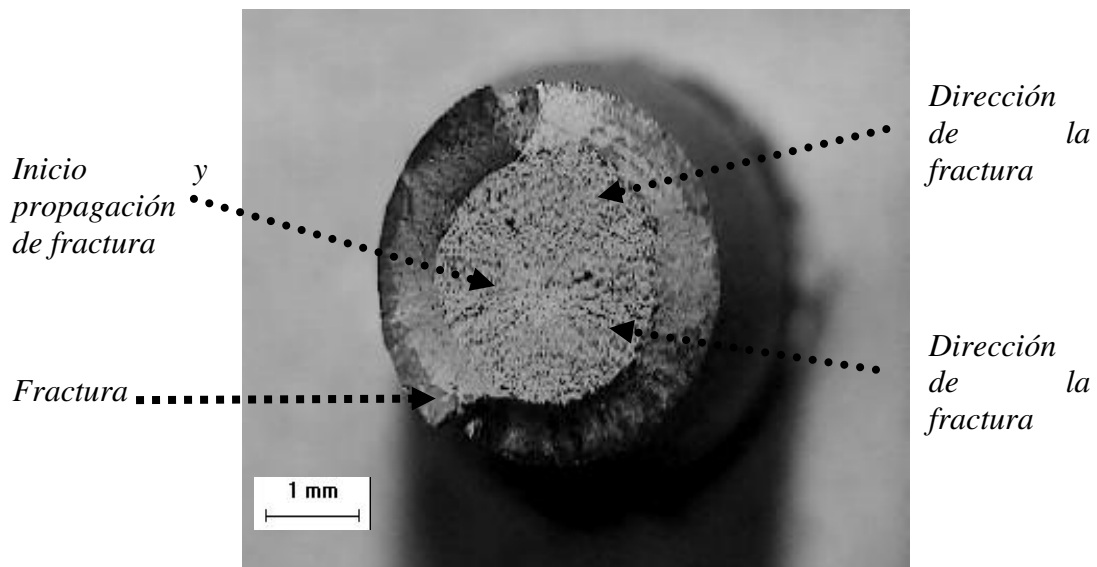


Figura IV.38.- Macrografía de la probeta 12, tipo de fractura frágil

Finalmente ciertos materiales se pueden identificar efectivamente por sus fracturas por un inspección visual metalúrgica de la superficie. El acero en este estudio presenta en mayor cantidad fractura de cono - copa de textura sedosa. Un examen metalúrgico visual del tipo fractura puede arrojar una pista posible de los valores de la resistencia a tensión o la ductilidad de la probeta.

IV.9.- Sumario

El presente capítulo aborda temas relacionados al fenómeno de la fractura, que se define como la separación o fragmentación de un sólido bajo la acción de una carga externa, a través de un proceso de creación de nuevas superficies (superficies de fractura). Se enfatiza en la mecánica de fractura como disciplina que estudia el comportamiento de estructuras que contienen grietas u otros pequeños defectos y son sometidas a cargas. Dentro de la mecánica de la fractura, se explica la concentración de esfuerzos, el factor de concentración de esfuerzos, el criterio de Griffith, el factor de intensidad de esfuerzos y algo sobre la Mecánica de la Fractura Lineal Elástica (MFLE), ya que ésta permite obtener una medida cuantitativa de la resistencia del material a la propagación de grietas y es de gran importancia en fracturas frágiles. Se analiza el proceso de manufactura de resortes automotrices, mediante un mapa de proceso. En cada una de las etapas, se revisan las condiciones de operación y características del producto, finalmente se identifican las áreas de oportunidad para mejorar las condiciones de resistencia y vida útil de dicho componente. Posteriormente se realizaron ensayos de tenacidad a la fractura por microindentación Vickers, ensayo de tres puntos y ensayos de tensión. Finalmente el análisis fractográfico proporciona la interpretación de las características observadas en superficies de fractura, con el análisis cualitativo de las condiciones bajo las cuales se generan y propagan las grietas.

IV.10.- Referencias

Arana, J.L. y González, J., *Mecánica de la Fractura*, Universidad del país Vasco, pp 15-18, 2001.

Anderson, A., *Fracture Mechanics: Foundations and Applications*, New York: CRC, pp 25-40, 1995.

- Askeland, D., *La Ciencia e Ingeniería de los Materiales*, Grupo Editorial Iberoamérica, pp 505-531, 1987.
- ASTM D 2240, Standard test method for rubber property-durometer hardness1, *ASTM International*, pp 3-11, 2005.
- ASTM E92-82, Standard test method for vickers hardness of metallic materials, *ASTM International*, pp 1-6, 2000.
- ASTM E112-96, Standard test method for determining average grain size, *ASTM International*, pp 2-8, 2000.
- ASTM E399-05, Standard test method for linear-elastic plane-strain fracture toughness K_{IC} of metallic materials, *ASTM International*, pp 2-17, 2005.
- ASTM E 399-90, Standard test method for fracture toughness of metallic materials, *American Society for Testing of Materials*, Philadelphia (EEUU), 1990.
- Barsom, J., *Fracture Mechanics Retrospective*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1987.
- Cherepanov, G., On crack propagation in continuum, *Journal of Applied Mathematics and Mechanics*, Vol. 31, No. 3, pp 476-488, 1967.
- Dieter, G., *Mechanical Metallurgy*, SI Metric Edition, McGraw Hill, pp 241-272, 1988.
- Galilei, G., *Discorsi e Dimostrazioni Matematiche Sopra due Nuove Scienze*, Elsevini Leiden, pp 3-7, 1638.
- Griffith, A., The phenomenon of rupture and flow in solids, *Philosophical Transactions of the Royal Society, London*, Vol. 221, pp 163- 198, 1920.
- González, J., *Mecánica de la Fractura*, LIMUSA, pp 34-102, 2004.
- Gordon, J.E., *The New Science of Strong Materials, or Why You Don't Fall Through the Floor*, Princeton University Press, 1976.
- Inglis, C., Stresses in a plate due to presence of cracks and sharp corners, *Transactions of the Royal Institution of Naval Architects*, Vol. 55, pt I, pp 219-230, 1913.
- Irwin, G., Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate, *Journal of Applied Mechanics ASME*, Vol. 24, pp 361-364, 1957.
- Irwin, G., *Fracture*, Encyclopedia of Physics, V. VI – Elasticity and Plasticity, Springer Verlag, pp 551-59, 1958.

- Iverson, J., Automotive bailout must not be free ride, *National Post*, pp 16-18, 2 de marzo de 2009.
- Love, A.E., *A Treatise on the Mathematical Theory of Elasticity*, Dover Publications, pp 23-30, 1944.
- Meyers, M. y Kumbar, K., *Mechanical Metallurgy Principles and Applications*, Prentice-Hall, Englewood Cliffs, pp 133-182, 1984.
- Obreimoff, I., The splitting strength of mica, *Proceedings of the Royal Society, A*, vol. 127, pp 290-297, 1930.
- Orowan, E., Fatigue and fracture of metals, *Symposium at Massachusetts Institute of Technology*, John Wiley & Sons, 1952.
- Philips, R., King, J. y Moon, J.R., Fracture toughness of some high density PM steels, *Powder Metallurgy*, Vol. 43, pp 43-48, 2000.
- Rice, J.R., A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks, *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 35, pp 379-386, 1968.
- Roylance, D., *Introduction to Fracture Mechanics*, Department of Materials Science and Engineering, MIT, pp 1-8, 2001.
- Sonsino, C.M. and Ratzl, R., Warm powder compaction substitutes conventionally double pressed and double sintered synchronizer hubs, *Powder Metallurgy*, Vol. 47, pp 352-357, 2004.
- Straffelini, G., Impact fracture toughness of porous iron and high-strength steels, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 31A, pp 1443-1451, 2000.
- Uccelli, A., *Leonardo da Vinci*, New York: Reynal & Co., 1956.
- Weibull, W., A statistical theory of strength of metals, *Proceedings of Royal Swedish Institute*, Vol. 151, 1939.
- Williams, M., The bending stress distribution at the stationary crack, *Journal Applied Mechanical*, ASME, vol. 28, pp 78-82, 1961.

Capítulo V

Esfuerzos residuales en acero inoxidable

V.1.- Introducción

Los aceros inoxidables resistentes al calor tienen una amplia aplicación en la industria alimenticia, química, farmacéutica, petroquímica y otros usos. Por sus propiedades tienen usos especiales para ciertas aplicaciones sobre todo en aplicaciones biomecánicas. Las características de un acero inoxidable son impartidas por el Cromo más que por algún otro elemento. En algunos aceros inoxidables, la inoxidableidad o pasividad es impartida solamente por la adición del Cromo. Sin embargo, existen otros elementos de aleación que ayudan al efecto del Cromo en muchos medios e imparten propiedades especiales.

A través de los tratamientos térmicos del acero inoxidable tipo 310L resistente al calor y se pueden obtener estructuras duras mediante el efecto del calor y enfriamiento al agua, esperándose una precipitación masiva de carburos y una variación de dureza. Ya que la temperatura establecida y los intervalos de tiempo a los cuales se somete el material son altos para que se produzcan una alta precipitación de carburos y cambios drásticos en la dureza y resistencia a la cedencia. Para así obtener la formación de estructuras duras, dándole a este acero una resistencia a la fluencia o *creep* [Sourmail, 2001].

Como el acero sufrirá cambios estructurales por las condiciones establecidas en esta investigación se alterará de alguna manera el comportamiento mecánico, lo que se determinará mediante las pruebas realizadas, las cuales fundamentarán los resultados obtenidos. Debido a la importancia de este fenómeno de cómo afecta la temperatura al acero, que ocasiona fuertes pérdidas económicas a la industria petroquímica en la falla de sus tuberías, equipos metal-mecánicos y fabricación de resortes para aplicación de prótesis, se realizó la investigación de este acero, para proponer las mejores condiciones de uso.

La muestra de este acero inoxidable 310L, se obtuvo de una tubería de conducción de hidrocarburos, el cual se clasifica como un acero inoxidable de alta temperatura por su contenido de Cromo y Níquel como elementos principales de aleación y cuya composición química por norma es la siguiente [ASTM, 2004]:

Tabla V.1.- Composición química del acero inoxidable 310L

Acero	C %	Mn %	Si %	P %	Mo %	Cr %	Ni %	Resto %
310 austenítico	0.20	2.00	2.0	0.04	0.04	24	18	
	a	Máx.	Máx.	Máx	Máx.	a	a	Fe
	0.60					28	22	

Tabla V.2.- Resultados del análisis químico realizado al acero inoxidable 310L

Acero	C %	Mn %	Si %	P %	Mo %	Cr %	Ni %	Resto %
310 austenítico	1.6	1.22	1.46	0.015	0.048	24	18	Fe

V.2.- Elementos aleantes

Cuando los elementos de aleación intervienen, proporcionan diversas propiedades mecánicas, gracias a la micro estructura que forman los diagramas Fe-Cr, Fe-Cr-C y Fe-Cr-Ni, los carburos son los más relevantes para investigar, pues proporcionan dureza extra en la matriz formada, esto ayuda a dar estabilidad estructural al material. La Tabla V.3, presenta los tipos de carburos formados en el acero 310L.

Tabla V.3.- Carburos desarrollados en el acero 310L

Tipo	Estructura	Observaciones
$M_{23}C_6$	FCC	Tipo Cr_3C_6 presente en los aceros al Cromo, provee junto con el Hierro, carburo. Incluye carburos a base de Tungsteno y Molibdeno.
M_7C_3	Hexagonal	Es un producto de revenido y se usa para eliminar la austenita retenida en aceros rápidos, como aceros al Cromo. Es resultante de la disolución a altas temperaturas.
M_3C	Ortorrombico	Tipo Fe_3C . Puede ser formado con Manganeso, Cromo, Tungsteno, Molibdeno y Vanadio en pequeñas cantidades.
MC	FCC	Tipo VC ó V_4C_3 , se forman carburos con Vanadio, resistentes a la disolución a altas temperaturas; precipitan en revenidos dobles y son usados para alta resistencia a temperaturas elevadas al desgaste y evitan el crecimiento del grano.

El uso de diversos tipos de carburos obedece a la necesidad de incrementar la resistencia a la abrasión y fricción, además su resistencia a disolverse a altas temperaturas les dan estabilidad estructural y control al crecimiento de grano austenítico. En el proceso de transformación de M_3C , la transformación austenita-martensita se interpreta como una difusión de carburo debido a la alta energía térmica que tiene el material. Es posible que se produzca una disolución de carburos primarios de tipo M_3C_7 , M_7C_3 y quizás hasta $M_{23}C_6$ para formar carburos de tipo MC y M_2C .

V.3.- Precipitación de carburos

Esto sucede debido al contenido de Carbón, en el rango que establece la norma ASTM (American Society for Testing and Materials), para los aceros inoxidable austeníticos resistentes al calor. El carburo predominante es el $M_{23}C_6$, y con una alta concentración de carbono, se tiene un segundo carburo que es el M_7C_3 . Debido a la formación de fuertes carburos, existe la posibilidad de que se formen otros como el MC y el M_6C en las superaleaciones basadas en Níquel o Cobalto. La precipitación de carburos ocurre en un rango de temperatura de 550-950°C. La especificación cinética está en función de la aleación química, su condición principal y la nucleación, esto es visible cuando ocurre la precipitación del $M_{23}C_6$ y en presencia del MC, que es el más estable carburo, retardándose y obteniéndose a bajas temperaturas. En general, los carburos con alta energía se forman a altas temperaturas.

V.4.- Límites de grano en la precipitación

Cuando el acero es enfriado y se precipita en los límites de grano de las partículas $M_{23}C_6$, los defectos lineales desaparecen. Sin embargo, [Singhal y Martín, 1968], afirman que en los límites de grano la precipitación del $M_{23}C_6$ se realiza por un proceso de difusión de los límites de grano de la austenita. Una baja temperatura en la precipitación del $M_{23}C_6$, produce que en los límites de grano del carburo tengan una apariencia delgada. Con el incremento de la temperatura cerca de 600 - 700°C, estas partículas delgadas se transforman en dendritas. Conforme pasa el tiempo la estructura de las dendritas se va complicando; Es decir, a altas temperaturas los límites de grano del carburo se transforman en partículas geométricas discretas, donde su forma depende de la orientación de sus límites, de su extensión y de su temperatura de formación.

V.5.- Precipitación intergranular

Ocurre sobre las dislocaciones de los granos de la matriz cuando están muy espaciadas dichas partículas. En algunos casos se forman unas especies de fibras sobre las dislocaciones. Estos precipitados crecen y en la unión de ellos se producen rupturas en los cordones principales. Durante el tiempo de calentamiento, hay precipitación de $M_{23}C_6$ ocurre sobre la mayoría de las dislocaciones. El crecimiento preferencial de la precipitación a lo largo del plano se ve favorecido por la disponibilidad de las vacancias a lo largo de las interfaces. Durante la última fase, las partículas crecen como láminas triangulares a lo largo de las orillas del límite y finalmente se precipita el carburo $M_{23}C_6$. La nucleación del carburo $M_{23}C_6$ ocurre sobre los límites de grano en las aleaciones saturadas de austenita. Casualmente se forman muy delgadas laminillas de $M_{23}C_6$ en direcciones paralelas al plano gemelo. Primero sobre las dislocaciones de la matriz y sobre el límite gemelo incoherente.

V.6.- Metodología de la caracterización

La Tabla V.4, muestra las condiciones experimentales del trabajo de investigación:

Tabla V.4.- Condiciones del desarrollo experimental

Muestra	Temperatura	Horas en el horno	Pruebas realizadas
Original	Ambiente	-----	Tensión, Dureza, Microscopia óptica, Difracción de rayos X y análisis químico.
1	780°C	300	Tensión, Dureza, Microscopia óptica, Difracción de rayos X y análisis químico.
2	780°C	600	Tensión, Dureza, Microscopia óptica, Difracción de rayos X y análisis químico.
3	780°C	900	Tensión, Dureza, Microscopia óptica, Difracción de rayos X y análisis químico.
4	780°C	1200	Tensión, Dureza, Microscopia óptica, Difracción de rayos X y análisis químico.

Para determinar los efectos de la temperatura en el acero, se realizaron estudios de caracterización de micro-estructural a través de la microscopía óptica y difracción de rayos X.

V.7.- Ensayo de tensión axial

La Tabla V.5, muestra los resultados obtenidos por la prueba de tensión axial sobre las muestras preparadas. Posteriormente se obtienen de las curvas esfuerzo-deformación de las muestras:

Tabla V.5.- Datos relevantes de la prueba a tensión axial

Muestra (horas)	Carga máxima (N)	Esfuerzo de cedencia (Mpa)
Original	88,598.112	365.503
300	46,585.98	251.479
600	56,432.068	261.825
900	44,273.61	269.771
1200	56,097.44	341.559

El material presenta una disminución en su carga máxima y en el esfuerzo de cedencia respecto a la muestra original. Esto se debe al contenido de Cromo que presenta el material y los tiempos largos de tratamiento. El material puede presentarse en el precipitado con una estructura Cúbica Centrada en el Cuerpo, lo cual hay cambios en la estructura y de sus propiedades, asociadas a la fragilidad. La fragilidad que presenta el acero ocurre por el calentamiento a una alta temperatura (780°C), que fue tratado este acero, y es debido a la posible precipitación de la fase sigma. Esto puede ser observado por el cambio en la ductilidad.

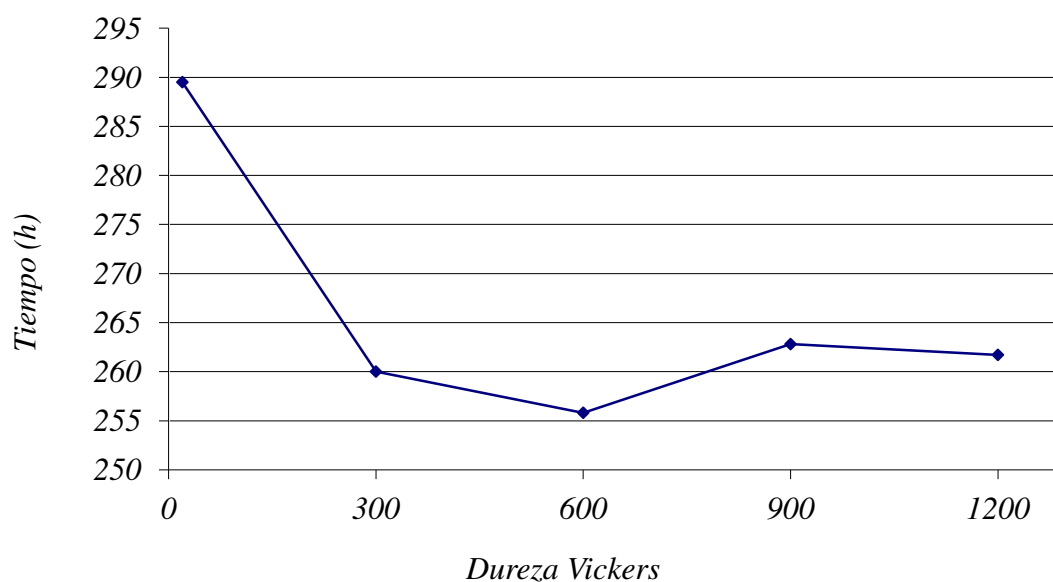
V.8.- Ensayo de dureza

La Tabla V.6., muestra las dureza determinadas en la muestra original y tratadas térmicamente y a diferentes tiempos. Asimismo, graficando los resultados obtenidos, se puede observar que la dureza original del material que presenta la muestra original, varía cuando las muestras son calentadas a diferentes tiempos, dicha dureza tiende a disminuir en las muestra calentadas, esto quiere decir que el material se fragiliza, por el efecto del calor, el tiempo de permanencia y de las condiciones de enfriamiento realizado.

Tabla V.6.- Valores de dureza

Muestra (h)	Dureza	
	HV	Rockwell C
original	289.5	28.5
300	260.0	24.0
600	255.8	23.0
900	262.8	24.4
1200	261.7	24.0

En la gráfica se observa que la dureza es casi semejante una de otra con respecto a la muestra original y la diferencia es de 5 a 6 puntos, los cuales aparentemente no afecta a la microestructura del material.

**Figura V.1.-** Comparación de dureza en relación al tiempo de tratamiento térmico

V.9.- Microscopía óptica

En las siguientes figuras se presentan muestras con sus respectivos campos microestructurales y los cambios microestructurales del acero inoxidable.



Figura V.2.- Muestra inicial de acero 310L a 400X. Se puede observar una estructura equiaxial de matriz austenítica con carburos de Cromo intercristalinos en los límites de grano

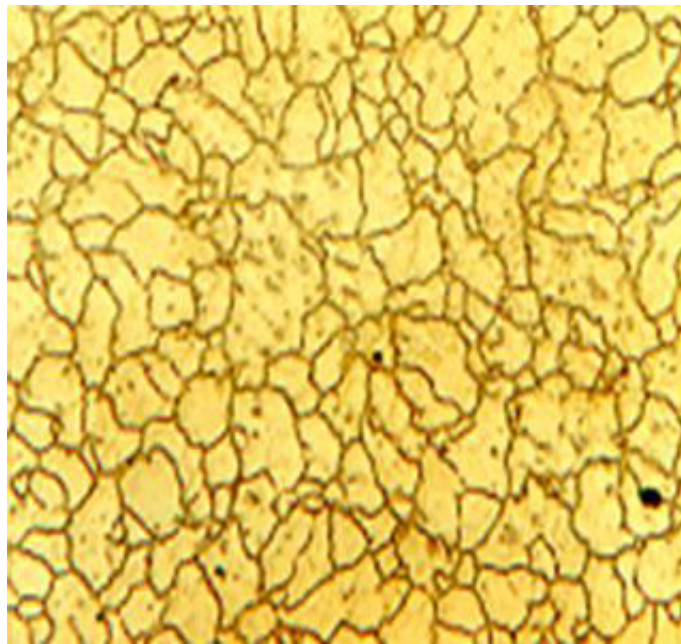


Figura V.3.- Muestra de acero 310L a 300 horas, 400X. Se observa el crecimiento de la austenita retenida y el crecimiento de carburos emigrando al borde de cristal, comenzando a diluirse estos en forma laminar



Figura V.4.- Muestra de acero 310L a 600 horas, 400X. Se observa un cambio de estructura, en donde el carburo tiende a diluirse por el efecto del calentamiento y del enfriamiento rápido.

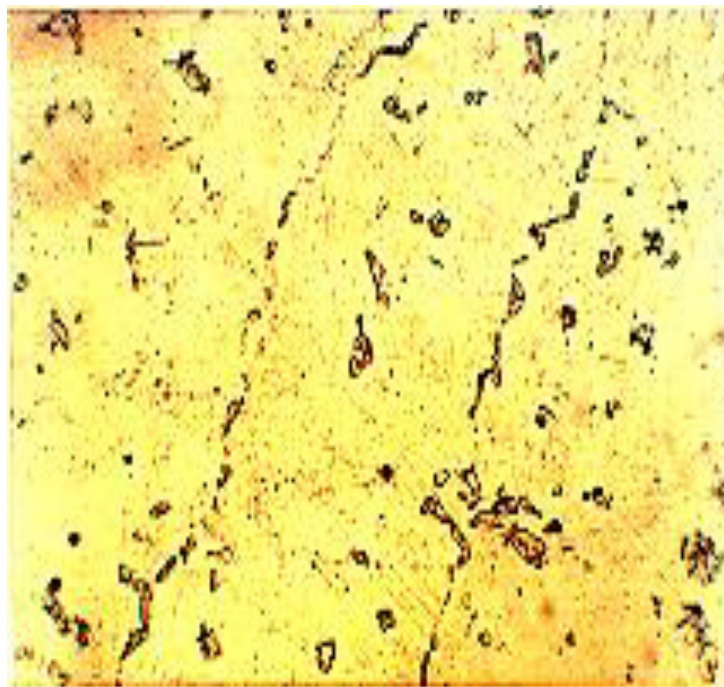


Figura V.5.- Muestra de acero 310L a 900 horas, 400X. Los carburos obtenidos se diluyen en forma de láminas de perlita, pero aparece un nuevo carburo en forma de plaquetas que es el M_7C_3 .



Figura V.6.- Muestra de acero 310L a 1200 horas, 400X. La austenita nuevamente sufre un cambio, observándose que vuelve aparecer el carburo del tipo $M_{23}C_6$.

V.10.- Evaluación por medio de rayos X

Los difractogramas obtenidos, determinarán los tipos de cristales que corresponden a cada uno de los picos que lo compone, considerándose que el acero inoxidable austenítico tipo 310. Está compuesto principalmente de estructura del tipo; Ferrita y Hierro γ y de carburos del tipo; M_3C , M_7C_3 y $M_{23}C_6$. Para realizar el cálculo de las distancias interplanares, se apoyo en la ley de Bragg, Los resultados obtenidos de las fases presentes de los difractogramas del acero inoxidable austenítico, se muestran en la Tabla VI.7. Para la interpretación de los difractogramas se usaron las tarjetas de interpretación.

Tabla V.7.- Fases obtenidas en el 310L

Muestra	No. Pico	D	2θ	Hkl	L/ l_0	Fases
Original	1	2.056	43.28	1 1 1	100	$Fe\gamma$
	2	1.784	51.81	1 2 2	19	M_3C
	3	1.268	75.41	3 2 2	5	M_3C
300 Hrs.	1	2.082	43.28	1 1 1	100	$Fe\gamma$
	2	1.795	51.007	5 3 1	20	$M_{23}C_6$
	3	1.271	74.07	2 2 0	50	$Fe\gamma$

Tabla V.7.- Fases obtenidas en el 310L (continuación)

Muestra	No. Pico	D	2 θ	Hkl	L/I ₀	Fases
600 Hrs.	1	2.061	43.28	1 1 1	100	Fe γ
	2	1.784	51.007	5 3 1	20	M ₂₃ C ₆
	3	1.265	75.41	3 2 2	5	M ₃ C
900 Hrs.	1	2.076	43.28	1 1 1	100	Fe γ
	2	1.795	51.007	5 3 1	20	M ₂₃ C ₆
	3	1.270	74.07	2 2 0	50	Fe γ
1200 Hrs.	1	2.051	44.43	5 1 1	100	M ₂₃ C ₆
	2	1.787	51.07	5 3 1	20	M ₂₃ C ₆
	3	1.261	74.07	2 2 0	50	Fe γ

Es importante señalar que cuando este tipo acero se exponga a altas temperaturas ocurre una precipitación de carburos secundarios en la matriz, provocando esto una fragilidad del material. La intensidad de la precipitación de carburos depende de la temperatura y del tiempo de permanencia del material dentro del horno, la cual da como resultado una reducción de la ductilidad del material. Esta ductilidad es importante para aleaciones que operan en equipos que están sujetos a súbitas variaciones de tensiones mecánicas y fatiga térmica. La resistencia a la cedencia que se obtienen en este acero, tienen variaciones debido a la dilución de los carburos obtenidos y a los tiempos que se tiene el material calentándose. La dureza varía conforme el tiempo de permanencia del material es alto a temperatura de 780°C, la cual provoca una precipitación de carburos de Cromo, y la austenita tiende a disminuir, por tal razón se tiene un aumento de carburos de Cromo. Cuando la precipitación de carburos de cromo es mayor cuando la temperatura de trabajo es alta por tanto se puede presentar una mayor fragilidad.

V.11.- Comportamiento con micro grieta

Los aceros inoxidable austeníticos contienen 25% Cr y 20% Ni, son usados por la industria del petróleo, alimenticia y química en hornos de alta temperatura en aplicaciones de refinación primaria y de servicio de vapor (las temperaturas del servicio típico de utilización oscilan entre 1400 – 2000°F (760 – 1100°C) [Hou, 1987]. Las características de un acero inoxidable se deben principalmente al Cromo, más que por algún otro elemento. En algunos aceros inoxidables, el efecto de inoxidable o pasividad es impartido solamente por la adición del Cromo.

Aun cuando hay otros elementos de aleación que ayudan al efecto del Cromo e imparten propiedades especiales [Kington, 1995]. Los tubos reforzados que se usan en las plantas petroquímicas, presentan en su micro-estructura diferencias a todo lo largo, lo que es debido a la variación de la temperatura. Por lo que, en este trabajo, se investigaron los efectos del aumento de temperatura en el material, lo cual puede ocasionar el surgimiento de grietas [Sourmail, 2001]. Esto puede derivar en la falla del componente y posibles pérdidas tanto humanas como de recursos materiales. El problema se torna preocupante cuando se observa que los efectos del carburo pueden producir secciones intergranulares y transgranulares, debido al envejecimiento y muy probablemente al aumento de la temperatura (que se ubica en el orden de los 780°C). Los efectos térmicos en las aleaciones de aceros inoxidable austeníticos son expuestas en los rangos de temperatura de 1400 a 2000°F (760 °C a 1100°C). Lo que da lugar a que los carburos secundarios se formen en muy poco tiempo y jueguen un papel importante en la propagación de la grieta en el componente [Zhu, 1990].

V.11.1.- Corroboración experimental

El material procede de una muestra de tubo reformador que está compuesto casi en su totalidad de una estructura de grano columnar. Su composición química en porciento en peso es: 0.40%C, 24%Cr, 18%Ni, 1.22%Mn, 1.46%Si, 0.015%P y 0.013%S. Se utilizaron tres grupos de probetas con las mismas características a las cuales se les realizó un tratamiento térmico a diferentes tiempos de calentamiento. La Tabla VI.8, muestra los diferentes tiempos utilizados para el tratamiento térmico.

Tabla V.8.- Tiempo de permanencia en el horno para el tratamiento térmico

Muestra	Temperatura (°C)	Tiempo (h)
A	780	600
B	780	900
C	780	1200

La temperatura se mantuvo en un rango de variación de $\pm 3^\circ\text{C}$ de variación. El calentamiento de los especímenes se llevó a cabo a partir del contenido del Carbón y en el rango que establece la norma ASTM (American Society for Testing and Materials). Obteniéndose la precipitación de carburos del tipo $M_{23}C_6$, M_7C_3 y la posibilidad de formar MC. Estos carburos

Análisis de esfuerzos residuales y tenacidad a la fractura en aceros aplicados a resortes automotrices

pasan a ser aparentes en los límites de grano del material. De igual manera, ocurre una precipitación intergranular de carburos $M_{23}C_6$, sobre las dislocaciones de los granos de la matriz, cuando dichas partículas están muy espaciadas. En algunos casos se forma una especie de fibras sobre las dislocaciones. Estos precipitados crecen y en la unión de ellos se producen rupturas en los cordones principales del grano [Ericsson, 1987].

Durante el transcurso del tiempo de calentamiento, hay precipitaciones de $M_{23}C_6$ sobre la mayoría de las dislocaciones [Ishii, 1980]. El crecimiento preferencial de la precipitación es a lo largo del plano y se ve favorecido por la disponibilidad de las vacancias a lo largo de la interfase. Durante la última fase, las partículas crecen como láminas triangulares a lo largo de las orillas del límite de grano y finalmente se precipita el carburo $M_{23}C_6$, lo que produce cambios drásticos en la dureza y resistencia a la fluencia [Lonsdale, 1986]. Debido a este fenómeno se observa cómo afecta la temperatura al acero en el cambio de la micro estructura, lo que en la práctica ocasiona fuertes pérdidas económicas a la industria petroquímica por la falla de sus tuberías y equipos. Las micro estructuras están compuestas de carburos eutécticos en una matriz austenítica sobresaturada con el Carbón. En la Figura VI.7, se observan carburos eutécticos M_7C_3 y $M_{23}C_6$ que fueron identificados por difracción de rayos X, los cuales están identificados en los límites de grano. Con el aumento de la temperatura, la precipitación del carburo llega a ser generalmente a través de la matriz y los carburos precipitados tienden unirse.

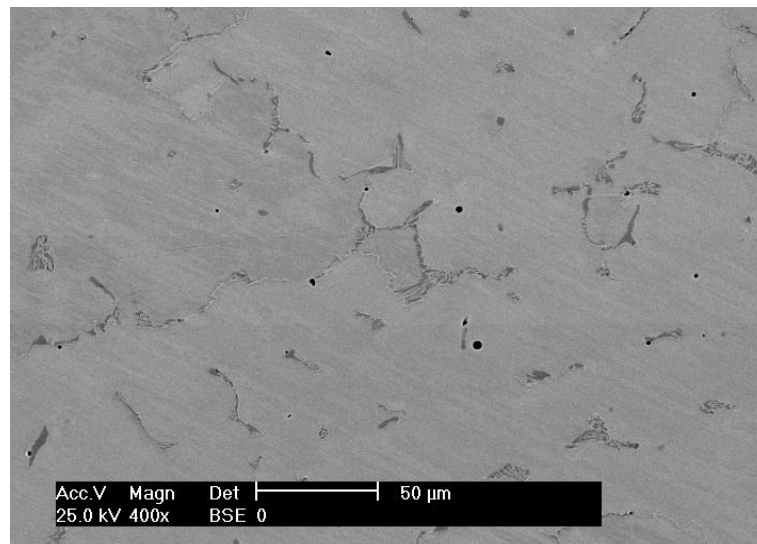


Figura V.7.- Microestructura por calentamiento a 780°C, 600 horas.

Después de la disolución, los carburos eutécticos M_7C_3 y $M_{27}C_6$ cambian de esqueleto durante el envejecimiento, siendo posible observar que los carburos secundarios se precipitan uniformemente en el cuadro de la matriz austenítica (Figura V.8).

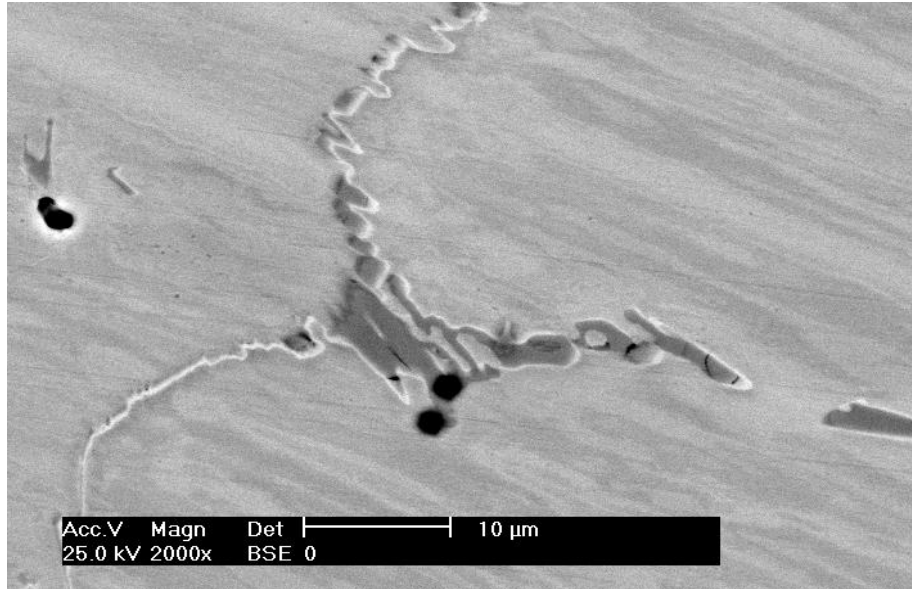


Figura V.8.- Microestructura por calentamiento a 780°C, 900 horas.

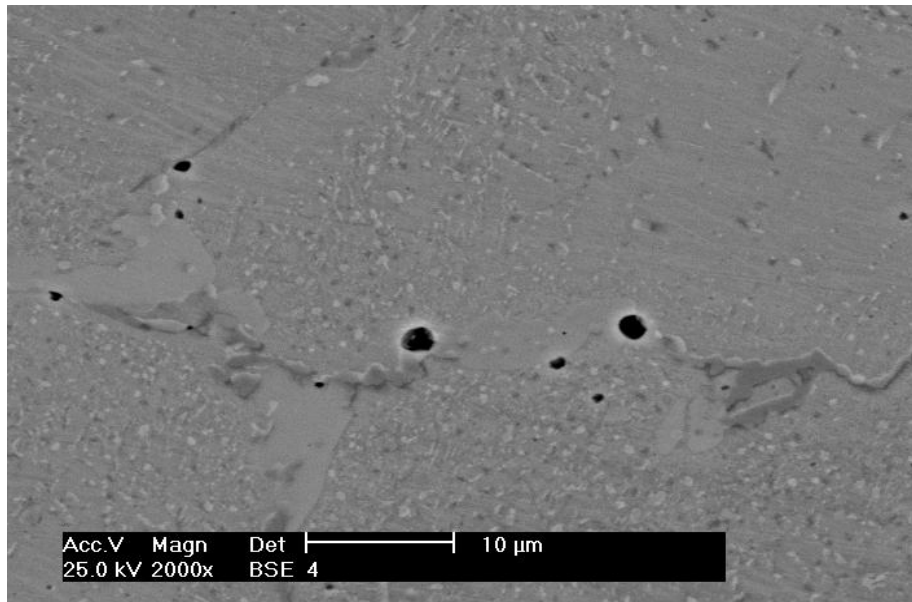


Figura V.9.- Microestructura por calentamiento a 780°C, 1200 horas.

En los especímenes A, B y C disminuye la dureza *Vickers* con un aumento de temperatura de envejecimiento y tiempo, esto significa que los carburos secundarios llegan a ser más gruesos debido a este aumento de temperatura y tiempo. En la micro-estructura que se muestra en la Figura 3, se observan, en las superficies, las fracturas de los especímenes, y se puede ver que se encuentran a lo largo del límite de grano.

El aspecto del crecimiento de las grietas y las cavidades están delante de la grieta que se envejeció a 870°C. Esto significa que el crecimiento de la grieta es debido a un proceso de nucleación y de acoplamiento de cavidades, delante de la extremidad de la grieta. La observación de las superficies de la fractura de los especímenes, demuestra que la fractura de está a lo largo de los límites de grano columnares. En la Figura 4, es posible observar el aspecto del crecimiento de la grieta y de las cavidades en los especímenes A, B y C envejecidos a 780°C.

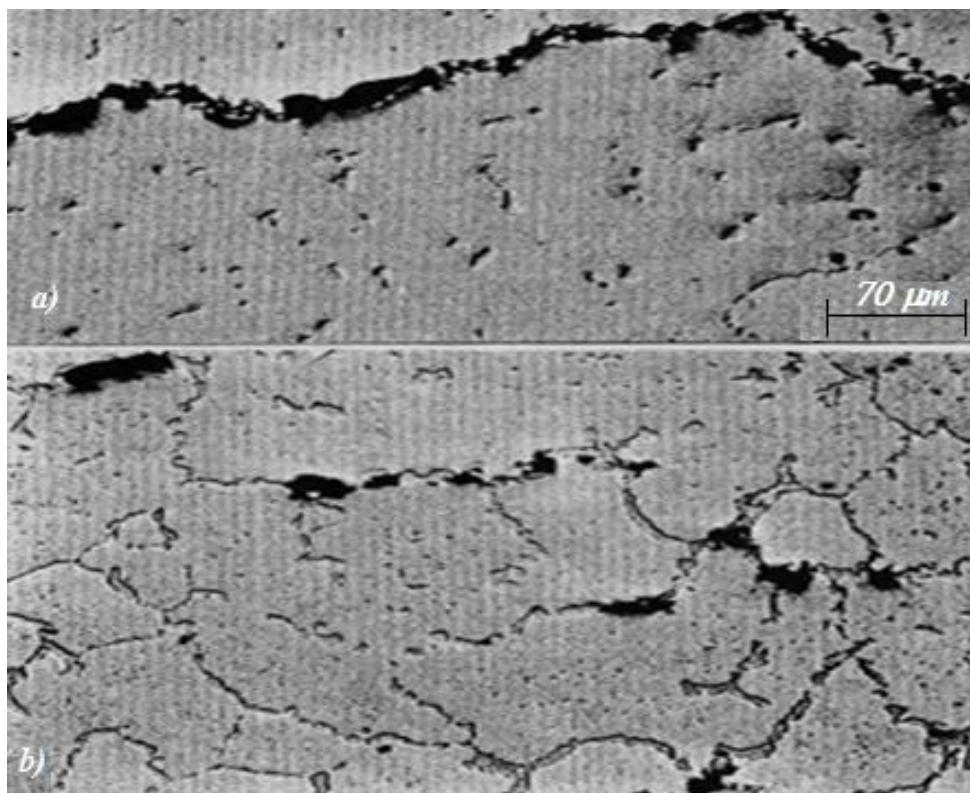


Figura V.10.- Microestructura de grieta y cavidades de espécimen a y b

Las cavidades al frente de la extremidad de la grieta del acero inoxidable 310 fueron observadas por *Li, S. J. Zhu* [*Zhu,1990*]. Quien concluyó, que el crecimiento de la grieta por fractura es un proceso de nucleación, crecimiento y unión de cavidades al frente de la extremidad de la grieta. La observación de la fractura que aparece en los especímenes, muestra que la fractura está a lo largo de los límites de grano columnares, como se aprecia en la Figura VI.11.

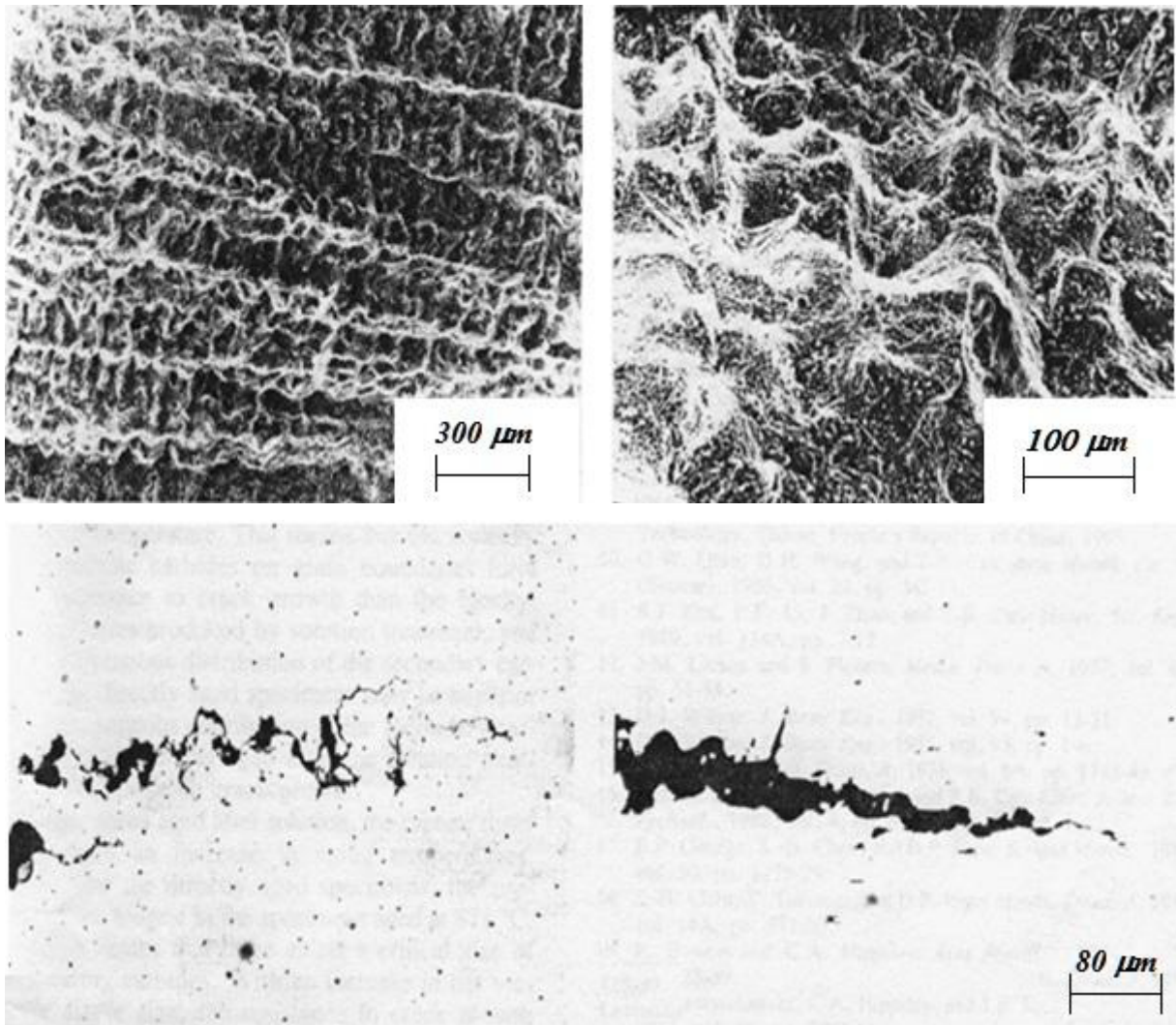


Figura V.11.- Microscopía intergranular de la propagación de la grieta por fractura

Las cavidades del acero inoxidable 310L, fueron observadas por Li y colaboradores [Li, 1988]. Concluyendo también que el crecimiento de la grieta por fractura es un proceso de nucleación y unión de cavidades.

V.12.- Sumario

El presente capítulo aborda las características principales del acero AISI 310L en diferentes condiciones de tratamiento térmico, con la finalidad de observar la alta precipitación de carburos y cambios drásticos en la dureza y resistencia a la cedencia. Con ello se observó el comportamiento mecánico mediante ensayos de tensión, dureza, microscopía óptica, difracción de rayos x y análisis químico. Entre los resultados se encuentra el incremento a la resistencia a la cedencia en este acero debido a la dilución de los carburos obtenidos y a los tiempos que se tiene el material calentándose. La dureza se incrementó conforme el tiempo de permanencia del material provocando precipitación de carburos de Cromo y presentando una mayor fragilidad.

V.13.- Referencias

- ASM, Metallography and Microstructures, Vol. 9, *Metals Handbook*, 2004.
- ASM, Materials Characterization, Vol. 10, *Metals Handbook*, 1986.
- Christenson, A. L., Rowland, E. S., X-Ray measurement of residual stresses in hardened high carbon steels, *Transactions of the ASM*; Vol. 45:638-76, 1953.
- Denisen, S., Sjostrom, S., Simon, A., Coupled temperature, stress, phase transformation calculation model; numerical illustration of the internal stress evolution during cooling of a eutectoid carbon steel cylinder, *Material Transactions*, Vol. 18A:1203-12, 1987.
- Ericsson, T., Residual stresses caused by thermal and thermochemical surface treatments, *Advances in Surface Treatment; Residual Stresses*, pp 87-113, 1987.
- Hayden, H. W., Moffatt, W. G. y Wulff, J., *Propiedades Mecánicas; Ciencias de los Materiales III*, Ed. Limusa, pp 2-35, 1968.
- Hou, W. T., Structure of Austenitic, Stainless Steel Tubes Cast centrifugally. *Iron Steel*, pp 24-26, 1987.
- Ishii, K., Iwamoto, M., Shiraiwa, T., Sakamoto, Y., Residual stress in the induction hardened surface of steel, *SAE Paper*, Vol. 710280, 1980.

- Inoue, T., Wang, Z., Coupling between stress, temperature, and metallic structures during processes involving phase transformations, *Materials Science and Technology*; Vol. 1:845:50, 1985.
- James, M. R, Cohen, J.B., Study of the precision of X-ray stress analysis, *Advances in X-Ray Analysis*; Vol. 20, 291-308, 1977.
- Kington, A.V. and Noble, F.W., *Formation of σ Phase in Wrouth 310 Stainlees Steel*, pp 268-275, 1995.
- Kirk, D., Nelms, P. R., Arnold, B., Residual stresses and fatigue life of case-carburized gears. *Metallurgia*; Vol. 74:255-7, 1966.
- Koistinen, D. P., The distribution of residual stresses in carburized cases and their origin, *Transactions of the ASM*; Vol. 50:227-41, 1958.
- Koistinen, D. P, Marburger, R.E., Simplified procedure for calculating peak position in X-Ray residual stress measurement in hardened steel, *Transactions of the ASM*, Vol. 51:537-55, 1959.
- Li, P.E., Zhu, S.J., Zhang, J.S. and Cao, Z.B., *Journal Met. Sciences Technologies*, Vol. 4, pp 69-73, 1988.
- Lonsdale, D., The accuracy of stress measurement using the X-ray diffraction method. *Journal of Applied Crystallography*, Vol. 19, 300-7, 1986.
- MacDonald, B. A., Applications of the X-ray two-exposure stress measuring technique to a carburized steel, *Advances in X-Ray Analysis*; Vol. 13:487-506, 1970.
- Macherauch, E., Introduction to residual stress, *Advances in Surface Treatment; Residual Stresses*, pp 1-35, 1987.
- Miller, M., Mantel, E., Coleman, W., An evaluation of the X-ray diffraction method of stress measurement with a comparison to dissection methods of residual stress measurement in hardened steel, *Proceedings of the SESA*, Vol. 15:101-12, 1957.
- Moore, M. G., Evans, W. P., Mathematical correction for stress in removed layers in X-ray diffraction residual stress analysis, *SAE Transaction*; Vol. 66:340-5, 1958.
- Motoyama, M., Horisawa, H., Residual stress measurements in case-hardened steels, *SAE Paper*, Vol. 710281, 1968.
- Noyan, I. C. y Cohen, J. B., *Residual Stress Measurement by Diffraction and Interpretation*, Ed. Springer, pp 35-46, 1987.

Singhal, L.K., Martin, J.W., The growth of $M_{23}C_6$ carbide on grain boundaries in an austenitic stainless steel, *Trans Met Soc Aime*, 1968.

Sokolowski, A., Barbosa, C. A., Aspectos Microestruturais das ligas resistentes ao calor para fornos de pirolise e reforma, *Metalurgia ABM*, pp 21-25, 1992.

Sourmail, T., Simultaneous precipitation reactions in creep resistant austenitic stainless steels, Doctoral thesis, University of Cambridge, 2001.

Tanaka, H., Matsumoto, M., Determination of stresses in austenitic stainless steel by X-ray. *Proceedings of the Second International Conference on Mechanical Behaviour of Materials, ASM: Metals Park, OH, 1976*, 1976.

Voelker, C. H. And Zeis, L. A., How to Repair HK -40, Furnace Tube, *Hydrocarbon Processing*, , pp 121-124, 1972.

Zantopulos, H, Jatczak, C. F., Systematic errors in X-ray diffractometer stress measurements due to specimen geometry and beam divergence, *Advances in X-Ray Analysis*, Vol. 14, 360-75, 1971.

Zhu, S. J., Zhao, J., and Wang, F. G., Creep Crack of HK-40 Steel, *Microstructural Effects*, pp 2237-2241, 1990.

Capítulo VI

Sistema de tratamiento

térmico tubular

VI.1.- Métodos de ensayo en la manufactura de resortes automotrices

La norma mexicana [NMX-D-305, 2009] sobre muelles de suspensión para vehículos automotores-especificaciones de seguridad y métodos de ensayo, establece los requisitos mínimos y métodos de ensayo que deben cumplir los resortes helicoidales con constante elástica fija o variable, a ser usados en la suspensión de vehículos automotores destinados al transporte de cargas y mercancías. Las pruebas que contempla esta norma [NMX-D-305, 2009] son los siguientes:

- *Apariencia.*- Los resortes helicoidales deben presentar una superficie lisa, libre de exofoliaciones, fisuras, ampollas de óxido, pliegues de laminación, inclusiones no metálicas o cualquier otro defecto similar que afecte su normal funcionamiento.
- *Dimensionales.*- El diámetro interior o exterior del resorte helicoidal, debe cumplir con lo especificado, a menos que se indique otra cosa, previo acuerdo Cliente-Proveedor.
- *Dureza.*- Los resortes helicoidales deben ser tratados térmicamente para alcanzar las propiedades físicas exigidas. Se recomienda que dicho tratamiento térmico sea como mínimo un temple o un revenido.
- *Constante elástica.*- Los resortes helicoidales, ensayados conforme la norma NMX-D-305, 2009, no deben presentar una variación de su constante elástica mayor que $\pm 4\%$ del valor nominal de diseño.
- *Carga.*- Los resortes helicoidales ensayados conforme la norma NMX-D-305, 2009, deben presentar una tolerancia de la carga nominal en función de la constante elástica.
- *Fatiga.*- Los resortes helicoidales ensayados conforme la norma NMX-D-305, 2009, no deben fracturarse y la pérdida de carga no debe ser mayor a 10%, cuando sean sometidos a 100,000 ciclos para el caso de resortes helicoidales a ser usados en

automóviles de pasajeros y 70,000 ciclos para el caso de resortes helicoidales a ser usados en vehículos comerciales.

- *Metalografía.*- Los resortes helicoidales ensayados conforme la norma *NMX-D-305, 2009*, deben presentar estructura metalográfica de martensita fina revenida de 95% como mínimo.
- *Balinado (Shoot peening).*- Los resortes helicoidales ensayados conforme la norma *NMX-D-305, 2009*, deben cumplir con lo especificado en los catálogos de información de los fabricantes respectivos. De no especificarse este parámetro, estos deben presentar un 90% de cobertura con una intensidad que oscile entre 0.35 mm y 0.6 mm.
- *Protección contra la corrosión.*- Los resortes helicoidales ensayados conforme la norma *NMX-D-305, 2009*, deben cumplir con lo especificado en los catálogos de información de los fabricantes respectivos. De no especificarse este parámetro, deben de soportar 240 h de exposición sin presentar muestras de oxidación.

VI.2.- Limitantes en el análisis de muestras

Las pruebas que se realizan a los resortes son determinantes para la aceptación o rechazo del producto en cada una de las etapas del proceso de manufactura. El conjunto de pruebas requieren de un tiempo promedio de 1 hora [*San Luis Rassini, 2011*] tomando en consideración que se encuentren disponibles los equipos para las diversas pruebas. Sin embargo, existen inconvenientes de carácter tecnológico en lo que respecta a los equipos de pruebas, incrementando el tiempo de prueba y los costos asociados a las mismas.

En particular el análisis del tratamiento térmico como el temple y revenido, está limitado a realizarse en el laboratorio de pruebas, ya que se requiere controlar las condiciones del tratamiento tales como: alta temperatura, tiempo de operación y sobre todo una atmósfera controlada para estudiar las propiedades que presentan [*Gherouel y colaboradores, 2013*], [*Jarząbek y asociados, 2013*] y [*Pin-Chuan y coautores, 2012*].



Figura VI.1.- Tratamiento térmico en resortes automotrices

Esto hace necesario contar un sistema de tratamientos térmicos *in-situ* para endurecimiento superficial que incluya un sistema de sellado eficaz, presión controlada y capacidad de operar en atmósferas corrosivas, así como asegurar un mantenimiento eficaz, flexible, y de bajo costo.

VI.3.- Sistemas de tratamientos térmicos tubulares

Durante los últimos años, el análisis y caracterización de materiales mediante diversas técnicas ha sido objeto de un gran número de investigaciones, debido a su enorme interés tecnológico. Dichos avances, hacen cada vez más complicado satisfacer las demandas en el área de Ingeniería de materiales, requiriendo el diseño de nuevos procesos y dispositivos que determinen la estructura, morfología y propiedades del material a manufacturar [Angadi y Whiting, 1990]. Tal es el caso de los resortes automotrices. La importancia de los sistemas de tratamientos térmicos para este componente y en otras aplicaciones en la ingeniería de materiales, radica en el control de la temperatura, tiempo de operación y atmósfera para estudiar las propiedades que se presentan [Kayser y asociados, 1993]. Por lo que es necesario contar con sistemas que incluyan atmósfera controlada.

VI.4.- Consideraciones para el diseño de un sistema tubular de tratamientos térmicos

Como se ha mencionado, los sistemas tubulares de tratamientos térmicos presentan algunas desventajas en su operación como; sistema de sellado deficiente y poco funcional, altos costos de operación, gran gasto energético y mantenimiento complejo para su operación. De tal manera que el sistema de sellado en horno tubular propuesto en este trabajo de tesis, es capaz de operar bajo condiciones de presión y atmósfera controlada, con capacidad de operar hasta una temperatura de 1450°K en atmósferas corrosivas. Así como, asegurar un mantenimiento eficaz, flexible y de bajo costo. Cabe mencionar que el sistema tubular de tratamientos térmicos, puede aplicarse para la deposición de películas delgadas con atmósfera controlada. Particularmente al proceso de deposición física de partículas en fase de vapor, en forma de películas delgadas. Su aplicación se extiende en la industria de semiconductores, fabricación de sensores, sistemas ópticos e industria metalmeccánica [Márquez y colaboradores, 2006]. Los trabajos patentados que se han realizado al respecto son [Solicitudes de patente, 2010]:

La invención de los Estados Unidos con número de patente 4 702 696 con fecha de 27 de octubre de 1987. *High Temperature Vacuum Furnace*, describe un horno tubular para vacío. Sin embargo, no hace referencia a un sistema de sellado del horno tubular con atmósfera controlada capaz de obtener un material en forma cristalina.

La invención de los Estados Unidos con número de patente 3 652 246 con fecha de 28 de marzo de 1972 *Furnace For Making Fused Quartz Hollow Slugs* menciona un horno para calentamiento de cuarzo. Asimismo, no hace referencia a un sistema de sellado del horno tubular con atmósfera controlada.

La invención US005132102A *Method for Heat Treatment of Fines Atmosphere Control* describe como se realiza la calcinación por medio de atmosfera y temperatura controlada para un proceso mineral requiriendo atmósfera controlada. El método puede ser usado para el proceso de fosfato, Oro y Carbón activado. Así como, no se hace referencia a un sistema de sellado en horno tubular con atmósfera controlada capaz de obtener un material en forma cristalina.

La invención US7910049B2 *System Employing Generation of Controlled Furnace Atmospheres without the Use Separate Gas Supplies or Stand-Alone atmosphere generations* ofrece un ambiente controlado dentro del horno para el procesamiento de metales.

La invención MX001099 *Cámara de Atmósfera Controlada* refiere una superficie con atmósfera controlada. La cual comprende una pared frontal, una pared inferior, una pared superior, dos paredes laterales fijas tanto a la pared superior como a la pared inferior, una pared posterior fija a las paredes laterales; dicha cámara se caracteriza porque cuenta con: una pluralidad de grapas de fijación dispuestas en los bordes de la pared frontal. Nuevamente no se hace referencia a un sistema de sellado en horno tubular que requiere atmósfera controlada capaz de obtener un material en forma cristalina.

La invención MX 175050 *Procedimiento para la Preparación de Briquetas sin Tratar para la Producción de Silicio o Carburo de Silicio o Ferro-Silicio*. Describe la producción de carburo de silicio usando arena de cuarzo, un portador de carbón y un aglutinante. Caracterizado porque el procedimiento se lleva a cabo con el uso de preformas que son introducidas para el tratamiento térmico en un horno tubular giratorio calentado. Pero no hace referencia a un sistema de sellado en el horno tubular.

De acuerdo a los trabajos previos, ninguna de las invenciones antes mencionadas documenta y enfatiza un sistema de sellado en horno tubular capaz de proporcionar tratamiento térmico con atmósfera controlada, con capacidad de operar en atmósferas corrosivas, así como asegurar un mantenimiento eficaz, flexible, y de bajo costo.

VI.5.- Diseño del sistema tubular de tratamientos térmicos

Se diseñó un sistema de sellado para horno tipo tubular, capaz de proporcionar tratamiento térmico ex-situ bajo condiciones de presión controlada, con capacidad de operar en atmósferas oxidantes y contar con un sistema de rotación del sustrato permitiendo uniformidad en la transferencia de calor, además de permitir que crezcan uniformemente películas delgadas por largos periodos de tiempo cuando se aplica en técnicas como *sputtering*. El sistema de

sellado antes mencionado, puede emplearse como mecanismo de remplazo en algunos hornos tubulares comerciales con atmósfera controlada. El horno consta de un *sistema de enfriamiento*, *sistema de sellado* y el *sistema de control*.

El *sistema de enfriamiento* consta de un par de ventiladores comerciales para computador personal dispuestos a los costados de un cilindro de acero inoxidable 316L con aletas concéntricas. Estos ventiladores generan un flujo de aire continuo para remover el calor del cilindro de acero y mantener el *sistema de sellado* a temperaturas menores de 313 K, suficiente para mantenerlos en buen estado. El procedimiento de ensamble del *sistema de enfriamiento*, se describe a continuación:

Como muestra en la Figura V.2, Se sujeta el *ventilador (A)* para computador personal de 0.08001 m por 0.08001 m y 0.0254 m de espesor, en la cara superior de la *carcasa (D)* mediante 2 pares de *tornillos (C)* de 0.005 m y de 0.0025 m de diámetro. La *carcasa (D)* es una placa de acero inoxidable 316L con 0.19 m de largo, 0.11 m de ancho, doblada a 90 grados en sus extremos a 0.08 m.

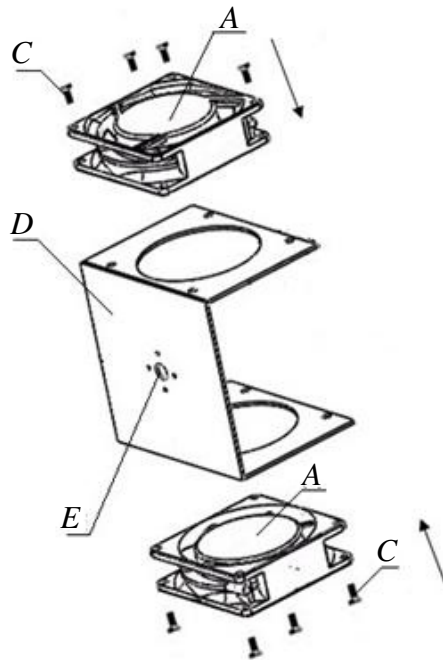


Figura VI.2.- Ensamble del sistema de ventilación

El *sistema de sellado* está conformado de un par de tapas de aluminio dispuestas en los extremos de un tubo de cuarzo, además de un par de o-rings. Las tapas del *sistema de sellado*, consisten de un diseño novedoso no reportado en la literatura y aíslan el interior del tubo de cuarzo con la atmósfera externa, evitando la contaminación de la película y asegurando el tratamiento térmico con atmósfera controlada.

En la Figura VI.3, se muestra el *ensamble del sistema de sellado*, donde se inserta el *tubo cerámico (G)* dentro del *barreno de la tapa de sellado (F)*. Después se coloca el *o-ring chico (R)*, el *o-ring grande (H)*. El *sistema de enfriamiento (J)* y el *tubo de cuarzo (L)* perpendicular al *tubo cerámico (G)*. Posteriormente el *clam (I)* asegura los componentes *(F)*, *(H)*, *(J)* y *(L)* simultáneamente. El *clam (I)* se fija con el tornillo *(C)*. Por último se introduce el *termopar (K)* dentro del *tubo cerámico (G)* por el extremo de la *tapa de sellado (F)*, hasta un *tercio del tubo de cuarzo (L)* con 0.05m de diámetro, 0.2 m de longitud y 0.005m de espesor. El *o-ring (H)* es de caucho natural y tiene un diámetro de 0.0295 m y 0.005 m de espesor. El *sistema de enfriamiento (J)* consiste de un cilindro de acero inoxidable 316L con radio exterior de 0.05m, radio interior de 0.0275m y con aletas concéntricas separadas 0.004m. El *clam (I)* consta de 2 piezas separadas con radio de 0.02195m por 0.01843m de espesor y una base para tornillo de 0.004 m por 0.015m y un barreno para un tornillo con diámetro de 0.005m. El sistema de control e tratamientos térmicos es regulado por un controlador de temperatura PID (Proporcional Integral Derivativo) mediante la resistencia Khantal A-1 (Tabla VI.1).

Tabla VI. 1.- Ficha técnica del termopar tipo K

Ficha técnica del termopar tipo K	
Rango	0-1000°C
Resolución	1°C
Especificación de exactitud	0.25% T _{max}

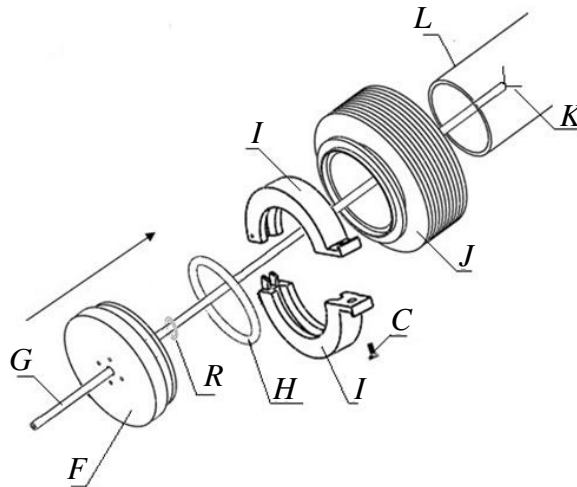


Figura VI.3.- Ensamble del sistema de sellado

Los gases para la atmósfera controlada, son introducidos por una de las tapas empleando un flujometro. Por el otro extremo del tubo de cuarzo, en una de las tapas, se sujetó una varilla de cerámica y en su punta se colocó el porta-sustratos.

El *conjunto del sistema de sellado* se describe en la Figura VI.4. El *ensamble del sistema de ventilación* se acopla con el *ensamble del sistema de sellado* haciendo pasar el *tubo cerámico* (G) por el *barreno para tubo cerámico* (E). Posteriormente se fija el conjunto atornillando el *elemento de sujeción* (B) con los *tornillos* (C). El *elemento de sujeción* (B) es de acero inoxidable 316L y mide 0.015 m de radio, 0.005 m de espesor y un barreno central de 0.005 m de diámetro. En este componente se atornillan 4 tornillos (C) comerciales de 0.00127 m de longitud y 0.005 m de diámetro.

El *ensamble del conjunto del sistema de sellado con el material cerámico* es descrito en la Figura V.5. El conjunto del *sistema de sellado* antes mencionado, se inserta en el *material cerámico* (O) en uno de sus extremos.

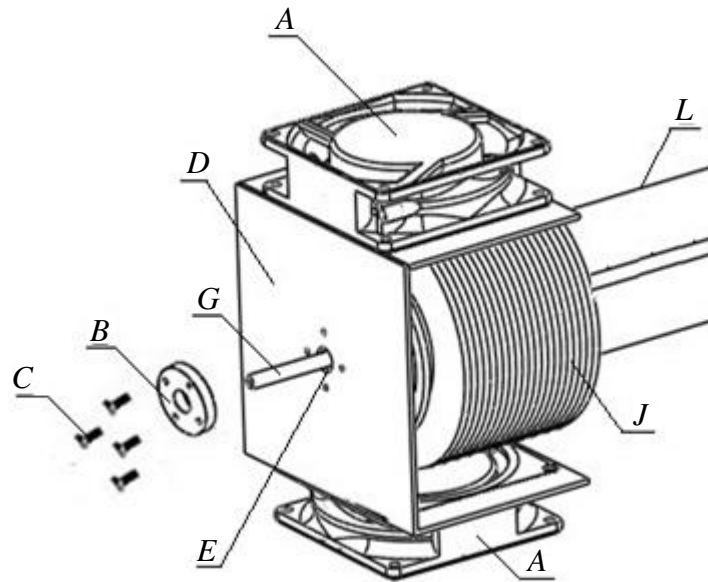


Figura VI.4.- Vista lateral del sistema de sellado

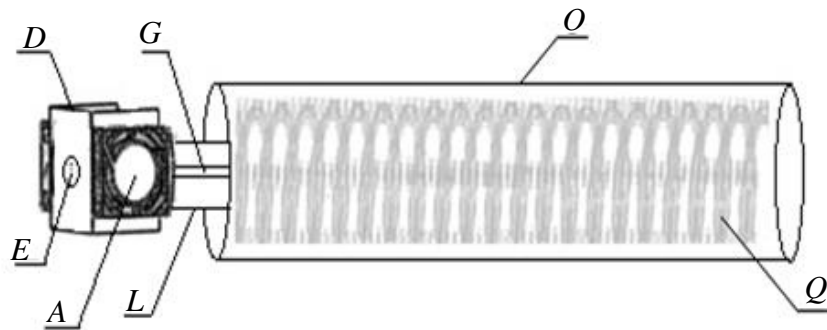


Figura VI.5.- Ensamble de porta sustratos

Como se observa en la Figura VI.6. En el extremo opuesto del *material cerámico* (O), se ensamblan los componentes (M), (N), (J), (I), (H), (R), (F) en el *tubo de cuarzo* (L) como se desarrolló anteriormente. La *varilla de porta sustrato* (M) es de acero inoxidable 316L, de diámetro de 0.0049 m y una longitud de 0.05 m.

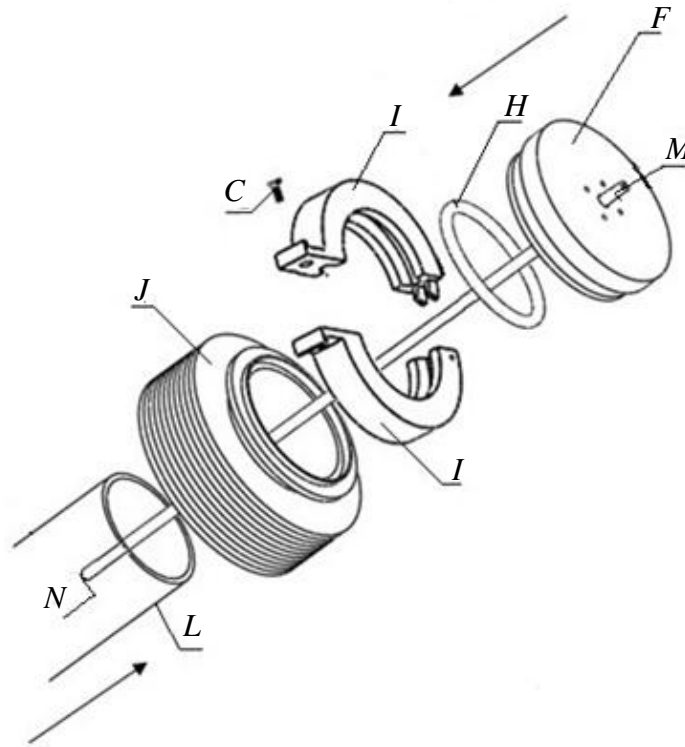


Figura VI.6.- Ensamble completo del sistema tubular

El sistema de tratamientos térmicos consiste de una resistencia de alambre *Kanthal- A1* con forma de espiral embebida en cemento refractario y fijado por un termocople a 5mm del porta-sustrato, el cual aísla térmicamente el sistema de calentamiento con el resto del sistema tubular. La conveniencia de emplear la resistencia *Kanthal A-1*, es su alta resistividad ($\rho=145\mu\Omega\text{cm}$ a 20°C). Para el control, se emplea una fuente de voltaje suministrando 110 V al sistema de calentamiento, la potencia suministrada es modulada con un controlador Omega con *PID* (*Proporcional integral derivativo*), lo que permite una excelente estabilidad en el control de la temperatura del sistema.

En el *acoplamiento del sistema tubular con la base del horno*, el *material cerámico (O)* que tiene embebida *la resistencia tipo Khantal A-1 (Q)* se acopla sobre la *base del horno (P)*. El *material cerámico (O)* tiene una composición en masa del 6% de óxido de zinc, 66% de alúmina y 28% de agua (Figura V.7).

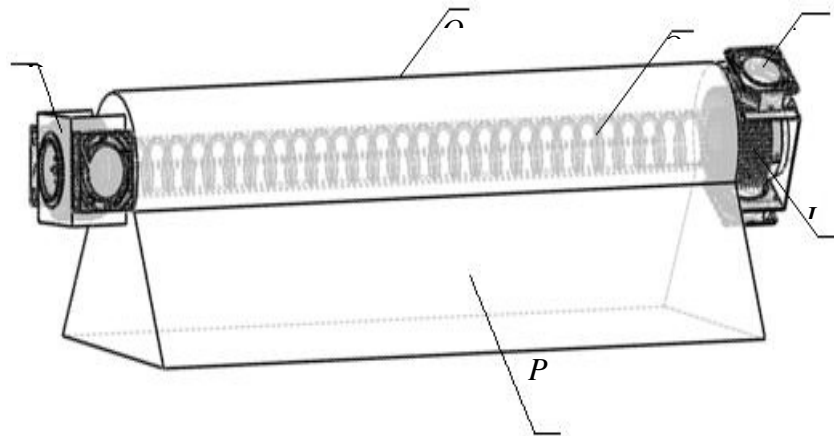


Figura V.7.- Acoplamiento del sistema tubular con el sistema de tratamientos térmicos

Por otra parte para revisar algunas características de la cámara de tratamientos térmicos, se realizaron algunos ensayos como perfiles de temperatura y análisis de muestras a diferentes temperaturas.

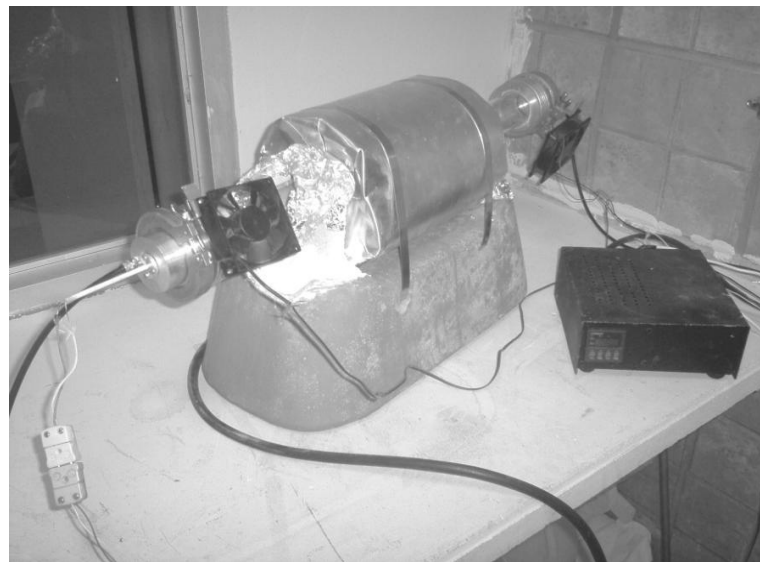


Figura V.8.- Sistema de tratamientos térmicos

V.6.- Desempeño del prototipo

Para evaluar el desempeño del sistema de sellado, se midió la temperatura real del porta-sustrato y se contrastó con la temperatura registrada por el termopar. El rango de temperaturas a analizar se subdividió en 5 rangos programados en el horno: 500°C-600°C-700°C-800°C-

900°C-1000°C, manteniendo la temperatura durante 30 minutos en cada rango, con el fin de registrar los datos con temperaturas estables. Las mediciones se realizaron pasados 15 primeros minutos en cada una de ellas. Los registros de temperatura del controlador se muestran en la Tabla VI.2. La Figura VI.9 muestra las mediciones dentro del sistema de sellado correspondientes a las distancias de 5, 10, 15 y 20mm entre el termopar y el post-sustrato.

Tabla VI.2.- Mediciones de temperatura del sistema de sellado

Temperatura Controlador (°C) T_i	Distancia termopar- porta-sustratos (mm)	Temperatura Termopar (°C) T_r	$E = T_i - T_r $
500	5	512	12
	10	486	14
	15	508	8
	20	491	9
			$E_{med} = 10.75$
600	5	607	7
	10	603	3
	15	589	11
	20	584	16
			$E_{med} = 9.25$
700	5	716	16
	10	721	21
	15	708	8
	20	714	14
			$E_{med} = 14.75$
800	5	823	23
	10	816	16
	15	784	16
	20	787	13
			$E_{med} = 17$
1000	5	1025	25
	10	993	7
	15	987	13
	20	1011	11
			$E_{med} = 14$

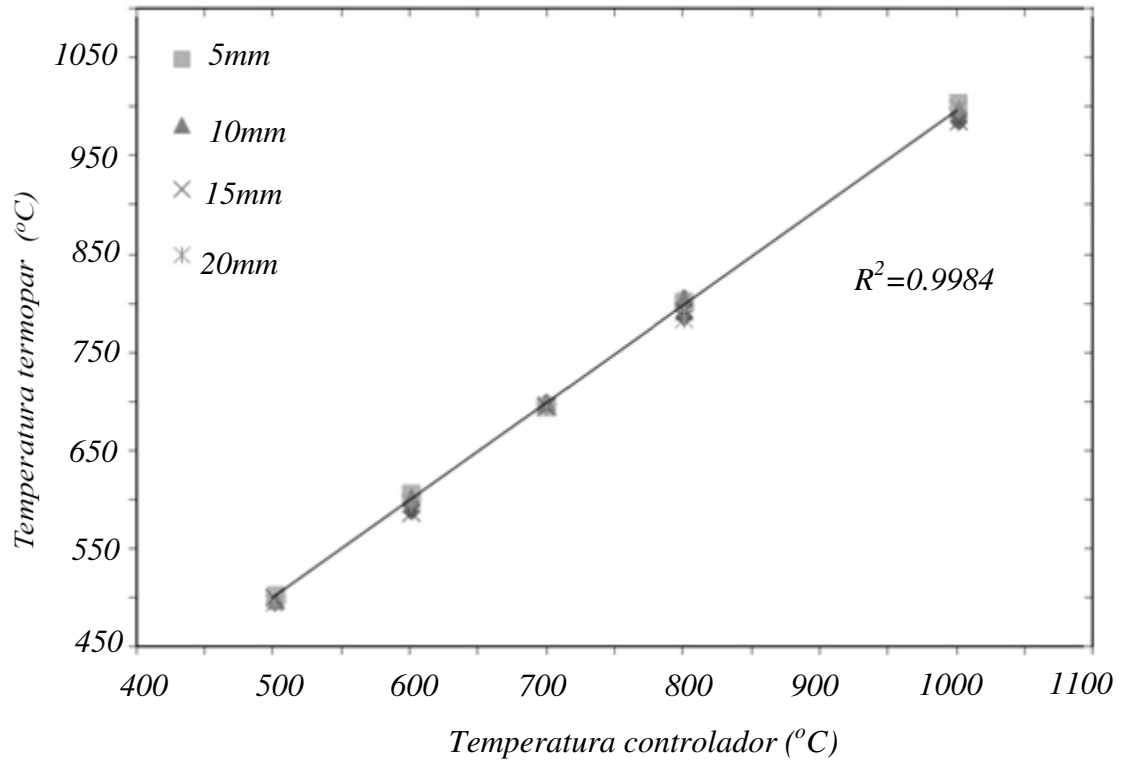


Figura VI.9.- Temperatura del sustrato vs temperatura del controlador.

Para revisar el desempeño de la cámara de tratamientos térmicos, se realizó el perfil de calentamiento como lo describe la Figura VI.10.

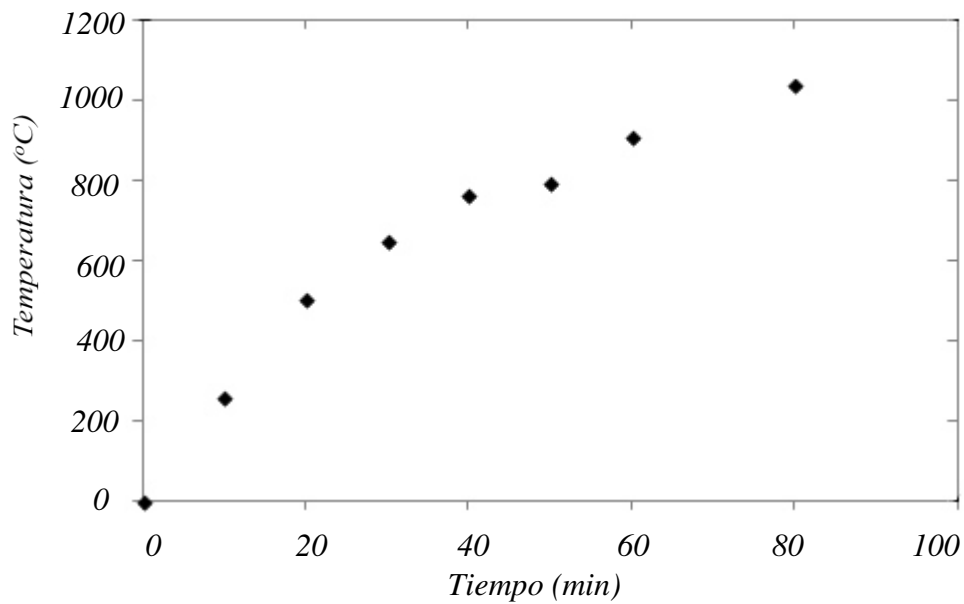


Figura VI.10.- Perfil de calentamiento del sistema de sellado

VI.7.- Cálculo de la exactitud del sistema tubular

Para expresar de manera correcta el resultado de la medición de temperatura en el sistema tubular, es necesario calcular su respectiva incertidumbre asociada. De tal manera que se emplean procedimientos metrologógicos que permitan la correcta expresión de resultados. Con base a la norma GTC 51: Guía para la expresión de incertidumbre en mediciones y la GUM (Guide to the expresión of uncertainty in measurement), se diseñó una metodología para el cálculo de la incertidumbre tipo B por especificación para un horno tubular, en el rango de 500°C a 1000°C. El objetivo es incluir este resultado en el cálculo de la incertidumbre expandida de las medidas realizadas en el sistema tubular.

Con los datos de la Tabla V.X, se calculó el error absoluto entre T_i y T_r de cada medida, así como el promedio de estos errores absolutos, los cuales representan el valor mesurando en el análisis metrologógico.

$$E = |T_i - T_r| \quad [1]$$

Se identificaron las fuentes de incertidumbre tipo A y B del equipo patrón con las que se determinó la incertidumbre combinada (μ_c), cuantificándose de acuerdo a las siguientes expresiones:

Incertidumbre tipo A (μ_A)

$$\mu_A = \frac{1}{\sqrt{n}} \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (E_i - E)^2} = \frac{\sigma}{\sqrt{n}} \quad [2]$$

Donde σ es la desviación estándar y n el número de datos.

Incertidumbre tipo B (μ_B)

1.- Por especificaciones del equipo patrón:

$$\mu_{B1} = \frac{\text{Especificación}}{\sqrt{3}} \quad [3]$$

2.- Por resolución digital del equipo patrón:

$$\mu_{B2} = \frac{\text{Resolución}}{2\sqrt{3}} \quad [4]$$

Incertidumbre combinada (μ_c)

$$\mu_c = \sqrt{(\mu_A)^2 + (\mu_{B1})^2 + (\mu_{B2})^2} \quad [5]$$

Tabla VI.3.- Incertidumbres tipo A, B1 y B2 y combinada de los errores promedio de las medidas de temperatura

Cálculo de incertidumbres					
T (°C)	E_{med}	Incertidumbres			
		μ_A	μ_{B1}	μ_{B2}	μ_C
500	26	6.89	1.43	0.28	7.04
600	13	3.25	1.43	0.28	3.58
700	16	4.67	1.43	0.28	4.90
800	28	3.75	1.43	0.28	4.03
900	17	5.67	1.43	0.28	5.86
1000	20	5.60	1.43	0.28	5.79

Con el sistema de sellado descrito, se realizaron tratamientos térmicos en probetas de acero AISI 9254 marca *POSCO*. Primeramente se austenizaron las piezas con atmósfera inerte de Argón al 99.8% de pureza, como lo indica la Tabla V.4. Posteriormente se templaron en aceite comercial con fuerte agitación [*Sigl y colaboradores, 1988*] considerando el problema del control de la deformación dimensional. Finalmente se revinieron los especímenes conforme el plan experimental.

Tabla VI.4.- Tratamientos térmicos al acero AISI 9254

Probeta	Temperatura de Austenitización (18 minutos)	Medio de enfriamiento (90 Segundos)	Temperatura de revenido (30 minutos)
Acero 9254	935°C 940°C 945°C 950°C	70°C, 75°C y 78°C 77°C, 80°C y 83°C 79°C, 86°C y 87°C 78°C, 85°C y 89°C	450°C

VI.8.- Caracterización microestructural

La caracterización microestructural posterior a los tratamientos térmicos; se realizó en un microscopio Olympus 51 GX, al mismo tiempo por *Microscopia Electrónica de Barrido (MEB)*; Se midió la dureza del material en un durómetro marca Mitutoyo MXD200, de acuerdo a la norma ASTM E18-03. La Figura VI.11 muestra las fases obtenidas en el acero AISI 9254, posterior a los tratamientos térmicos.

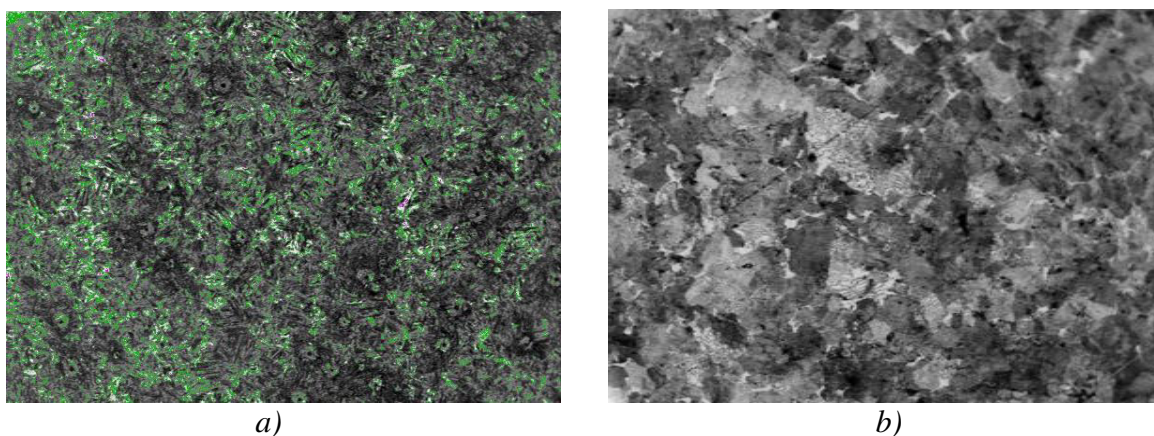


Figura VI.11- Micrografías de tratamientos térmicos. a) Presencia de austenita retenida, b) Estructura martensítica a 200x

VI.9.- Conclusiones del sistema tubular de tratamientos térmicos

Se cuenta con un diseño de sellado, no reportado en la literatura, para horno de tratamientos térmicos. El horno alcanza temperaturas de 800°C, suficientes para realizar tratamientos térmicos a resortes automotrices. El análisis de perfil de temperatura en forma experimental arroja que el diseño es funcional. El sistema desarrollado es capaz de manejar, con una alta confiabilidad, altas temperaturas de manera uniforme, tiempos de operación prolongados y obtener atmósferas controladas en el proceso de tratamiento térmico. Es de remarcar que este sistema de sellado puede ser empleado para unir un metal con un vidrio o ser escalado a otros sistemas donde se requiere hacer vacío, presión arriba de la atmosférica o atmosfera controladas.

VI.10.- Sumario

En el presente capítulo, se diseñó y manufacturó un sistema de sellado para hornos tipo tubular para de películas tratamientos térmicos que requieren de atmósfera controlada. La atmósfera del tratamiento está aislada del medio ambiente mediante un tubo de cuarzo de 0.05 m de diámetro y 0.5m de largo con las tapas de sellado en sus extremos. El sellado del sistema consiste de tapas de aluminio las cuales son enfriadas por convección por unas aletas que disipan el exceso de calor con ayuda de ventiladores. El cuerpo del horno está construido de cemento refractario y una resistencia *Kanthal A-1*. El sistema de calentamiento permite alcanzar temperaturas de 1073 K. La muestra se coloca en un porta-sustrato fabricado de una varilla cerámica y en su punta se deposita el sustrato. El gas es inducido por una de las tapas y controlado por un flujometro. La temperatura del horno es regulada por un control de temperatura *PID (Proporcional integral derivativo)* mediante un termopar tipo *K*. El sistema desarrollado opera a altas temperaturas de manera uniforme, tiempos de operación prolongados, atmósfera controlada durante el tratamiento térmico, así como alta confiabilidad en el control de temperatura. La aplicación del mecanismo abarca la industria metalmecánica para endurecimiento superficial, semiconductores, fabricación de sensores y sistemas ópticos.

VI.11.- Referencias

- Angadi, M. A. y Whiting, R., longitudinal and transverse strain sensitivity of nichrome films, *Materials Science and Engineering*, Vol. 7, pp 1-4, 1990.
- Gherouel, D., Gaied, I. y Amlouk, M., Effect of heat treatment in air on physical properties of AgInS₂ sprayed thin films, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 566, pp 147-155, 2013.
- Jarząbek, B., Kaczmarczyk, B., Jurusik, J. y Wieszka, J., The effect of heat treatment on the optical properties of thin films of polyazomethine with flexible-side chains, *Journal of Non-Crystalline Solids*, Vol. 379, pp 27-34, 2013.
- Kayser, P., Godefroy, J. C. y Leca, L., High-temperature thin-film strain gauges, *Sensors and Actuators A: Physycal*, Vol. 37-38, pp 328-332, 1993.
- Márquez, A., Hernández, E., y Zapata, A., Diseño y construcción de un sistema de tratamientos térmicos para películas delgadas, *18º Encuentro Nacional de Investigación Científica y Tecnológica del Golfo de México*, Tampico, pp 40-47, 2006.

Márquez, H., Zapata, N. y Cruz, J. M., Ferroelectric properties of barium titanate thin films grown on nichrome substrates by RF-sputtering, *Journal of Materials Science*, Vol. 40, pp 5103-5105, 2005.

Moo-Chin, W., Fu-Yuan, H., Chi-Shiung, H. and Nan-Chung, W., Crystal structure and ferroelectricity of nanocrystalline barium titanate thin films, *Journal of Crystal Growth*, Vol. 246, pp 78–84, 2002.

NMX-D-305,2009, Muelles de suspensión para vehículos automotores-especificaciones de seguridad y métodos de ensayo, 2009.

Pin-Chuan, Y., Shih-Tse, H., Menq-Jiun, W. y Wen-Tse, H., Effects of post-deposition heat treatment on the microstructure and properties of Al-doped ZnO thin films prepared by aqueous phase deposition, *Thin Solid Films*, Vol. 520, pp 2846-2854, 2012.

San Luis Rassini, Informe anual 2010, *Reporte de Suspensiones*, pp 11-14, 2011.

Sigl, L.S., Mataga, B., Dalgleish, R., Evans, A.G., On the Toughness of Brittle Materials Reinforced with a Ductile Phase, *Acta Metallurgica*, Vol. 36, pp 945-953, 1988.

Solicitudes de patente, *Sistema de información de la Gaceta de la Propiedad Industrial*, volumen de enero 2010 a mayo 2011.

Zhou, J., Ohno, T. R. y Wolden, C. A., High-temperature stability of nichrome in reactive environments, *Journal of Vacuum Science and Technology A*, Vol. 21, pp 756-761, 2003.

Conclusiones y trabajo futuro

Conclusiones

La parte primordial de este trabajo de investigación se basa en la importancia del estudio de la Mecánica de la Fractura para evaluar los efectos de los esfuerzos residuales en materiales que han sido tratados térmicamente. El estudio de la falla de los componentes por medio de la fractura, es tema de interés a nivel mundial en investigadores para entender y utilizar en el diseño de componentes mecánicos. Ha cobrado gran relevancia a medida que la atención se ha dirigido al fenómeno del deterioro de los componentes por medio de la fractura. De tal modo que su influencia en la disminución de las pérdidas económicas y de los riesgos humanos, está ligada a la determinación e identificación de los parámetros necesarios para que sea posible, detener la propagación de la grieta en un componente mecánico.

Considerando que la grieta en un resorte automotriz puede presentarse de forma súbita y llegar a provocar circunstancias catastróficas. El conocerla y comprenderla mejor, ayudará a predecirla con mayor exactitud y permitirá una mayor seguridad en la industria automotriz.

El trabajo de investigación que se reporta en esta tesis, inicia con una breve descripción de las generalidades de cómo los esfuerzos residuales existen en los componentes, que estos son generados, en un componente como consecuencia de los cambios del desajuste de la microestructura y de las dimensiones. Como el material tiene que mantener el equilibrio, y como esta energía puede ser benéfica e utilizada como medio para aumentar la vida de fatiga en un componente. Es importante el estudiar el fenómeno de falla, por su influencia en el desarrollo de componentes mecánicos, así como, las condiciones necesarias para detener su propagación y por lo tanto incrementar la vida útil del componente. Ha sido probado que este tipo de medición de evaluaciones tiene ventajas y desventajas, pero la aplicabilidad, sencillez, precisión y ahorro de tiempo son características especiales, debido a la gran cantidad de métodos de medición que son puestos en práctica al día de hoy.

El propósito de obtener el parámetro K_{IC} en los resortes automotrices mediante métodos tradicionales genera en las organizaciones incremento en los gastos de operación, ya que el maquinado de los especímenes de prueba y el respectivo ensayo se desarrolla con organismos

externos y esto detiene el proceso de toma de decisión, además de incrementar el tiempo de respuesta a las necesidades del diseño del componente.

La evaluación del parámetro K_{IC} en los resortes automotrices mediante la norma ASTM-399 y compararse con la técnica de microindentación, para determinar la tenacidad a la fractura del acero AISI 9254 permite sugerir lo siguiente:

- El análisis de las operaciones permitió identificar el austenizado, temple y revenido como áreas de oportunidad en la manufactura de resortes automotrices tipo Doble Pig-Tail.
- Se determinó que el acero AISI-9254, *Hylsa* con diámetro de 12.4 mm y 100 mm de longitud, composición química de 0.571 %C, .716%Mn, .007%P, .009%S, 1.35%Si, .04%Cu, .02%Ni, .67%Cr, 0.10%Sn, .009%Mo, .005V, .016%Al fuese el material de estudio, resultado del análisis de la problemática actual, estudio de costos y evaluación de los proveedores.
- La dureza máxima alcanzada en el presente estudio es de 56.83 HR_C, sin embargo existe una diferencia de 0.17 % respecto al valor nominal del proceso (57 HR_C). Esto puede atribuirse a la pérdida de temperatura del espécimen al ingresar al seno del aceite, así como la falta de agitación del líquido de temple, lo que inhibe la transformación de fase.
- En este punto cabe resaltar que se presenta una variabilidad del proceso del 5% respecto a los valores nominales de operación de equipos.
- Los resultados de los ensayos de microdureza Vickers en condición de temple y revenido, muestran la escasa presencia de microgrietas.
- Se determina que la técnica de microindentación Vickers para calcular el valor K_{IC} y evaluar la tenacidad a la fractura del acero AISI 9254 en condición de temple y

revenido no es reproducible y confiable hasta el momento, se recomienda a la planta continuar con los pruebas macro para determinar el valor de K_{IC} .

- Los ensayos de tres puntos para evaluar la tenacidad a la fractura del acero *AISI 9254*, muestran incremento del valor de K_{IC} en condición de revenido. Las probetas revenidas a 405°C presenta un valor promedio de 47.53 MPa las probetas revenidas a 450°C mantuvieron un promedio de 54.06 MPa que representa un incremento del 13.73 % respecto a las revidas a 405°C.

Aún cuando el costo de los ensayos de tenacidad a la fractura por la técnica de tres puntos es elevado y requiere de una preparación con tiempos significativos para la toma de decisiones. Sigue siendo una prueba confiable para evaluar esta propiedad del material bajo las condiciones de operación de la planta.

Las pruebas de tensión practicadas ponen de manifiesto el incremento en los esfuerzos de tensión y esfuerzos de cedencia en las probetas en condición de temple y revenido a 405, 430 y 450°C. Las probetas revenidas a 405°C presenta un valor promedio de 2102.9 MPa para los esfuerzos de tensión 1889.16 MPa para los esfuerzos de cedencia, mientras que las probetas revenidas a 450°C mantuvieron un promedio de 2137.37 MPa para los esfuerzos de tensión y 1902.95 MPa para los esfuerzos de cedencia que representa un incremento del .06 % respecto a las revenidas a 405°C.

El análisis fractográfico muestra los diferentes tipos de fractura dúctil-frágil. Los tipos de fractura, en lo respectivo a la forma, son simétricos: cono-copa que se presentan en este trabajo. Si el material es frágil, o mediante una entalla superficial se induce un estado de triaxialidad superficial, tiende a suprimirse la zona cónica y se obtiene entonces una fractura plana como puede verse en algunas superficies del estudio.

El estudio comparativo propuesto, entre los valores obtenidos por la norma *ASTM-399* y la técnica de microindentación para determinar la tenacidad a la fractura del acero *AISI 9254* empleado en la manufactura de resortes automotrices permitió obtener el valor de la constante

K_{IC} de cada tipo de prueba. Sin embargo los resultados experimentales bajo la técnica de microindentación no son favorables para su implementación en la empresa que manufactura resortes automotrices para el caso particular del acero AISI 9254.

Trabajo futuro

Cabe destacar que como primer acercamiento a la implementación de técnicas no destructivas para la determinación de la tenacidad a la fractura en aceros para resortes automotrices requiere de mayor tiempo de pruebas y trabajo conjunto con las áreas de diseño de nuevos productos y el área académica.

Se recomienda continuar el trabajo de investigación en otros aceros que son utilizados en la fabricación de resortes para automóviles, como el acero *SAE 6150*, para conocer los mecanismos de fractura a diferentes tratamientos térmicos y medir su resistencia a la fractura..

Anexos