

TRABAJO ESPECIAL DE GRADO

INFLUENCIA DEL DAÑO ACUMULADO POR FATIGA POR MICROINDENTACIÓN INSTRUMENTADA A CARGA CONSTANTE Y PROGRESIVA SOBRE EL ALUMINIO 6082-T6.

Presentado ante la ilustre
Universidad Central de Venezuela
Por los Bachilleres:
Kasbar P. William A.
Ziade El Jawiche, Jony G.
Para optar al Título de
Ingeniero Mecánico.

Caracas, Noviembre 2014.

TRABAJO ESPECIAL DE GRADO

INFLUENCIA DEL DAÑO ACUMULADO POR FATIGA POR MICROINDENTACIÓN INSTRUMENTADA A CARGA CONSTANTE Y PROGRESIVA SOBRE EL ALUMINIO 6082-T6.

Tutor académico: Prof. Dr. Pedro Cadenas.

Presentado ante la ilustre
Universidad Central de Venezuela
Por los Bachilleres:
Kasbar P. William A.
Ziade El Jawiche, Jony G.
Para optar al Título de
Ingeniero Mecánico.

Caracas, Noviembre 2014.



UNIVERSIDAD CENTRAL DE VENEZUELA
FACULTAD DE INGENIERIA
ESCUELA DE INGENIERIA MECANICA
DEPARTAMENTO DE DISEÑO

Acta

Los abajo firmantes, Miembros del Jurado Examinador designado por el Consejo de Escuela de Ingeniería Mecánica para evaluar el Trabajo Especial de Grado presentado por los Bachilleres:

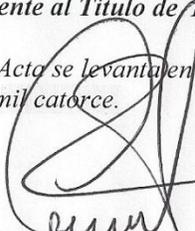
Kasbar William. y Ziade Jony

Titulado

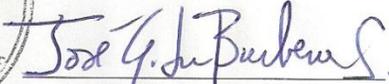
*“Influencia del Daño Acumulado por Fatiga por
Microindentación Instrumentada a Carga Constante y
Progresiva Sobre el Aluminio 6082-T6”*

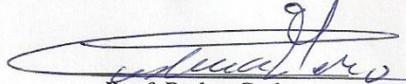
Consideran que el mismo cumple con los requisitos exigidos por el Plan de Estudios conducente al Título de Ingeniero Mecánico.

Acta se levanta en la ciudad de Caracas, a los 07 días del mes de noviembre del año dos mil catorce.


Prof. Crisanto Villalobos
Jurado




Prof. José La Barbera
Jurado


Prof. Pedro Cadenas
Tutor



UNIVERSIDAD CENTRAL DE VENEZUELA
FACULTAD DE INGENIERIA
ESCUELA DE INGENIERIA MECANICA
DEPARTAMENTO DE DISEÑO

Caracas, 07 de noviembre de 2014.

Prof. Gerardo Ramírez
Jefe de la División de Control de Estudios
Facultad de Ingeniería-UCV
Presente.-

Quienes suscriben, Miembros del Jurado Examinador designado por el Consejo de la Escuela de Ingeniería Mecánica, nos dirigimos a usted con la finalidad de informarle que hemos decidido otorgarle a los Bachilleres:

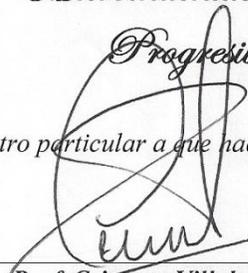
Kasbar William. y Zade Jony

MENCIÓN TRABAJO ESPECIAL DE GRADO

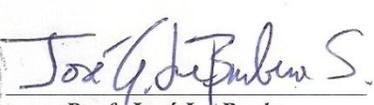
Por la excelencia demostrada en la realización del Trabajo Especial de Grado, titulado

*“Influencia del Daño Acumulado por Fatiga por
Microindentación Instrumentada a Carga Constante y
Progresiva Sobre el Aluminio 6082-T6”*

Sin otro particular a que hacer referencia, quedamos de usted.


Prof. Crisanto Villalobos
Jurado




Prof. José La Barbera
Jurado


Prof. Pedro Cadenas
Tutor

DEDICATORIA

A Dios por haberme dado la vida y por ser en todo momento la luz y guía en mi camino.

“Todo lo puedo en Cristo que me fortalece”

Filipenses 4:13

William A. Kasbar P.

DEDICATORIA

*A TODA mi familia por siempre apoyarme y estar presentes en todo momento,
por enseñarme tanto día a día.*

*A Marihel A. Cova E. por tanta motivación y por demostrarme
que toda meta se puede lograr.*

A los PAPOTES por tantos buenos momentos y por los que vendrán.

Jony G. Ziade El J.

AGRADECIMIENTOS

A Dios, por haberme brindado la salud, fortaleza y sabiduría que me permitió desarrollar esta carrera universitaria.

A mí Madre, quien con su entrega de cada mañana me enseña la virtud de la humildad y del amor, enseñándome a ser positivo siempre, mientras que se hagan bien las cosas.

A mí Padre, quien permitió que tuviera los recursos necesarios para poder desarrollar todos mis estudios. Enseñándome el valor de la responsabilidad.

A María Naranjo, compañera de camino y amor incondicional, quien siempre me ayudó a tomar las mejores decisiones durante toda mi carrera y fue de gran apoyo y guía en los momentos más difíciles. Te amo.

A mis hermanos, Leyla Kasbar por enseñarme que cuando se trabaja fuerte se obtienen grandes cosas, y a Abelardo Kasbar, por ser compañero, consejero y testigo de mis veladas de estudio.

A mi tutor, Pedro Cadenas, por sus buenas recomendaciones y por brindarme la oportunidad de trabajar en esta investigación de suma importancia e innovación. Siendo a su vez, un modelo profesional y humano a seguir.

A la Universidad Central de Venezuela, por haber sido la casa de estudios que me permitió adquirir los conocimientos necesarios para mi desarrollo como profesional.

William A. Kasbar P.

AGRADECIMIENTOS

A *Dios*, por darme la vida y la oportunidad de vivirla día a día aprovechando cada instante de su grandeza, por guiarme y cuidarme en cada momento llenándome de felicidad a lado de los seres que me rodean, por la sabiduría y fortaleza que me ha brindado para seguir hacia adelante ante cualquier adversidad. Gracias!

A la grandiosa *Universidad Central de Venezuela*, que con sus muros, paredes, salones, jardines, canchas, rincones, obras de arte y sobre todo las personas que en ella circulan a diario, se convirtió en una segunda casa para mí, en la cual viví momentos inolvidables, los mejores de mi vida, dándome siempre algo nuevo que aprender para mejorar mi futuro desempeño profesional, pero lo más importante, para la convivencia y la vida de cada día. Salud y Gracias!

A mi Tutor: *Pedro Cadenas* por brindarme la oportunidad de realizar este trabajo bajo su tutoría y por el apoyo que me ha brindado durante los días de estudio en la *Escuela de Ingeniería Mecánica*; por ser en varias ocasiones un gran consejero; por demostrar con sus actos y en sus clases que con el aporte que uno entrega día a día, puede generar cambios buenos en la sociedad y puede llegar a ser el ejemplo a seguir para cualquiera. Gracias por dedicarle parte de su tiempo para lograr la culminación de este trabajo con sus ideas y aportes. Gracias!

A mi gran familia: *Mi Papá* por enseñarme la responsabilidad que hay que tener ante cada decisión que se tome y por hacerme entender que por el buen camino se alcanzan los mejores logros y que así tienen mayor mérito. A *Mi Mamá* por ser entre otras cosas mi confidente y por siempre confiar en mí sin preguntar y por tanto que me ha dado en esta vida. A *Mi Hermano* que es mi ejemplo a seguir; que ha sido un amigo y que sé que siempre estará para cubrirme y ayudarme en todo momento. A *Mis Hermanitas bellas* que con su sentido de ayuda y perseverancia logran establecer un lugar irremplazable en la familia, además de ser tan cuchis y melosas. Y a todos

Mis Tíos y Primos, porque de alguna forma siempre están presentes recordándome que tenemos una familia maravillosa en la cual confiar siempre. Gracias!

A *Marihel Cova*. Mujer increíble y maravillosa. Porque desde que te conocí existen más razones para luchar día a día y para sonreír. Por estar a mí lado y apoyarme en cada paso. Por enseñarme la luz al final del túnel y demostrarme que con perseverancia y organización todas las metas se pueden lograr. Te Amo. Gracias!

A mis amigos, los *Papotes, José D. y Jorge*. Por tantos momentos excelentes. Por siempre estar presentes. Por brindarme el verdadero significado de la amistad, únicos e inigualables. Por ser los mejores amigos. Gracias!

A *William Kasbar*, mi compañero de tesis, por el entusiasmo presentado en la elaboración de este Trabajo Especial de Grado. Por a pesar de todas las dificultades, seguir adelante y demostrar que sí se puede. Gracias!

A mis amigas y amigos de la universidad. Por la mejor compañía y brindarme la mejor estadía en la casa que vence las sombras y enseñarme que la vida es una sola. Gracias!

A todos los profesores de la *Escuela de Ingeniería Mecánica de la Universidad Central de Venezuela* por colaborar y ayudar en mi formación como estudiante y futuro profesional, sin duda alguna muchas gracias a ustedes.

Jony G. Ziade El J.

Kasbar P., William A.

Ziade El J., Jony G.

**INFLUENCIA DEL DAÑO ACUMULADO POR FATIGA POR
MICROINDENTACIÓN INSTRUMENTADA A CARGA
CONSTANTE Y PROGRESIVA SOBRE EL ALUMINIO 6082-T6.**

Tutor académico: Prof. Dr. Pedro Cadenas. Tesis. Caracas, U.C.V. Facultad de Ingeniería. Escuela de Ingeniería Mecánica. 2014, PP. 144.

Palabras Clave: Microindentación Instrumentada, Aluminio 6082-T6, Dureza, Vickers, Profundidad De Indentación.

RESUMEN

Esta investigación tiene como objetivo estudiar el efecto del daño acumulado por fatiga por microindentación instrumentada a carga constante y progresiva sobre el Aluminio 6082-T6. En dicho trabajo se utilizaron dos tipos de indentadores, esférico y piramidal (Vickers). Para el ensayo a carga constante, se programaron 7 niveles de cargas máximas: 1.000, 2.500, 5.000, 7.500, 10.000, 15.000 y 20.000 mN a una velocidad de 300.000 mN/min, determinándose que para cargas inferiores a 10.000 mN no se presentaron variaciones de gran relevancia en la dureza del material. Por el contrario, para la carga de 10.000 mN se observó un incremento de su dureza inicial en un 18% para el indentador esférico y un 70% para el indentador Vickers a los 100 ciclos. Mediante este ensayo se establecieron dos modelos matemáticos para ambos indentadores, que predicen la evolución de la dureza dependiente de la carga máxima aplicada, tanto para 10.000 mN como para las cargas entre 2500 mN y 7500 mN. En el ensayo de carga progresiva se variaron las velocidades de indentación en 6 niveles: 25.000, 50.000, 100.000, 200.000, 250.000 y 300.000 mN/min a una carga máxima de 20.000 mN, donde se observó que la variación de la velocidad no causa efecto considerable en el desarrollo de las propiedades del material. El indentador Vickers produjo un mayor efecto en la dureza para cargas superiores a 5.000 mN, mientras que el indentador esférico presentó una mayor influencia sobre la dureza del material estudiado para cargas menores a 5.000 mN, debido a las diferencias geométricas entre ambos indentadores.

Kasbar P., William A.

Ziade El J., Jony G.

**INFLUENCE OF FATIGUE CUMULATIVE DAMAGE
INSTRUMENTED MICROINDENTATION CONSTANT AND
PROGRESSIVE LOAD ON ALUMINUM 6082-T6.**

Academic tutor: Prof. Dr. Pedro Cadenas. Thesis. Caracas, U.C.V. Faculty of Engineering. School of Mechanic. 2014, PP. 144.

Key words: Instrumented microindentation, Aluminum 6082-T6, Hardness, Vickers, Indentation Depth.

ABSTRACT

This research aims to study the effect of fatigue cumulative damage instrumented microindentation constant and progressive loading on 6082-T6 aluminum. In this work two types of indenters, spherical and pyramidal (Vickers) were used. For testing at constant load, 7 levels of maximum loads were scheduled: 1.000, 2.500, 5.000, 7.500, 10.000, 15.000 y 20.000 mN at a rate of 300.000 mN/min, concluding that for loads less than 10,000 mN no significant changes with occurred in the hardness of the material. Conversely, for loading 10.000 mN increased initial hardness by 18% for the spherical indenter and 70% to the Vickers indenter at 100 cycles was observed. By this test two mathematical models for both indenters, to predict the evolution of hardness dependent to maximum load applied for 10.000 mN as loads between 2.500 mN and 7.500 mN were determined. In progressive load testing indentation speeds were varied in 6 levels: 25.000, 50.000, 100.000, 200.000, 250.000 and 300.000 mN/min to a maximum load of 20.000 mN, where the velocity variation causes no effect was observed significant in the development of material properties. The Vickers indenter produced a greater effect on the hardness than 5.000 mN loads, while the spherical indenter had a higher influence on the hardness of the material studied for smaller loads to 5.000 mN due to the geometrical differences between the two indenters.

ÍNDICE

ACTA.....	iii
RESUMEN.....	x
ABSTRACT.....	xi
ÍNDICE DE FIGURAS.....	xv
ÍNDICE DE TABLA.....	xxv
INTRODUCCIÓN.....	1
CAPÍTULO I.....	3
FUNDAMENTO DE LA INVESTIGACIÓN.....	3
1.1 PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA.....	3
1.2 OBJETIVOS DE LA INVESTIGACIÓN.....	5
1.2.1 Objetivo General.....	5
1.2.2 Objetivos Específicos.....	5
1.3 ANTECEDENTES.....	6
CAPÍTULO II.....	26
MARCO TEÓRICO.....	26
2.1 DUREZA.....	26
2.2 TIPOS DE ENSAYOS DE DUREZA.....	28
2.2.1 Ensayo Brinell (Indentador Esférico).....	28
2.2.2 Ensayo Rockwell (Indentador Cónico).....	29
2.2.3 Ensayo Vickers (Indentador Piramidal).....	30
2.2.4 Ensayo Knoop (Indentador Piramidal).....	31
2.2.5 Ensayo Berkovitch (Indentador Piramidal).....	32
2.2.6 Síntesis.....	32
2.3 ENSAYO DE INDENTACIÓN.....	34
2.3.1 Factores que influyen en la exactitud de los ensayos de indentación.....	36
2.4 FATIGA.....	37
2.4.1 Esfuerzos cíclicos en fatiga.....	38
2.4.2 Curva de Wöhler o Curva S-N (Esfuerzo-Número de Ciclos).....	41
2.4.3 Resistencia a la fatiga en la zona de bajo ciclaje.....	44

2.5 DAÑO ACUMULADO.....	44
2.5.1 Daño Acumulado por Fatiga	45
2.6 ENSAYOS DE INDENTACIÓN INSTRUMENTADOS	47
2.6.1 Tipos de Indentadores	48
2.6.1.1 Indentadores Piramidales	48
2.6.1.2 Indentadores Esféricos	48
2.6.2 Medición dinámica o continua de la rigidez.....	49
2.6.3 Parámetros del Ensayo de Indentación Instrumentada Empleados.....	49
2.7 Modelo de Thomas	52
CAPÍTULO III.....	53
MARCO METODOLÓGICO	53
3.1 MATERIAL BASE.....	53
3.1.1 Propiedades a tracción	54
3.1.2 Pruebas de fatiga-resistencia.....	55
3.2 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.....	56
3.2.1 Calibración	56
3.2.2 Montaje de la probeta.....	56
3.2.3 Ensayo de fatiga microindentada constante	57
3.2.4 Ensayo de fatiga microindentada progresiva.....	57
CAPÍTULO IV	59
RESULTADOS Y ANÁLISIS DE RESULTADOS	59
4.1 ENSAYO DE FATIGA MICROINDENTADA A CARGA CONSTANTE... 61	
4.1.1 INDENTADOR ESFÉRICO	61
4.1.1.1 Método Martens.....	61
4.1.1.2 Método Tangente	65
4.1.2 INDENTADOR VICKERS	71
4.1.2.1 Método Martens.....	71
4.1.2.2 Método Tangente	77
4.2 ENSAYO DE FATIGA MICROINDENTADA A CARGA PROGRESIVA 82	
4.2.1 INDENTADOR ESFÉRICO	82
4.2.1.1 Método Martens.....	82

4.2.1.2 Método Tangente	87
4.2.2 INDENTADOR VICKERS	93
4.2.2.1 Método Martens	93
4.2.2.2 Método Tangente	98
4.3 PRIMERA DISCUSIÓN: TASA DE PROFUNDIDAD DE PENETRACIÓN POR CICLO.	113
4.4 SEGUNDA DISCUSIÓN: ENDURECIMIENTO POR DEFORMACIÓN.	115
4.5 TERCERA DISCUSIÓN: EFECTO DE LA VARIACIÓN DE VELOCIDAD DE INDENTACIÓN.....	116
4.6 CUARTA DISCUSIÓN: EFECTO DEL INDENTADOR VICKERS Y ESFÉRICO.	117
4.7 REPRESENTACIÓN DE UN MODELO MATEMÁTICO OBTENIDO DE LA EVOLUCIÓN DE LA DUREZA DEL ALUMINIO 6082-T6, SOMETIDO A FATIGA POR MICROINDENTACIÓN:.....	118
4.7.1 Modelo matemático para indentador esférico:	119
4.7.2 Modelo matemático para indentador Vickers:.....	125
CAPÍTULO V	133
CONCLUSIONES	133
RECOMENDACIONES	135
REFERENCIA DE CITAS	136
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	140
REFERENCIAS ELECTRÓNICAS.....	143

ÍNDICE DE FIGURAS

FIGURA 1.1 GRÁFICA TÍPICA DE INDENTACIÓN, CARGA DE INDENTACIÓN (N) VS PROFUNDIDAD DE INDENTACIÓN (MM) [8].....	7
FIGURA 1.2 ILUSTRACIÓN DEL EXPERIMENTO DE FATIGA POR INDENTACIÓN. CARGA DE INDENTACIÓN (MN) VS RELACIÓN DE PROFUNDIDAD DE PENETRACIÓN DE INDENTACIÓN DE LOS DOS SISTEMAS INVESTIGADOS [10].....	9
FIGURA 1.3 INFLUENCIA DEL NÚMERO DE INDENTACIONES EN LA RELACIÓN DE PROFUNDIDAD DE PENETRACIÓN DE INDENTACIÓN PARA UNA CARGA MÁXIMA 25 MN [10].	9
FIGURA 1.4 INFLUENCIA DEL NÚMERO DE INDENTACIONES EN LA RELACIÓN DE PROFUNDIDAD DE PENETRACIÓN DE INDENTACIÓN PARA UNA CARGA MÁXIMA 100 MN [10].....	10
FIGURA 1.5 INFLUENCIA DEL NÚMERO DE INDENTACIONES EN LA RELACIÓN DE PROFUNDIDAD DE PENETRACIÓN DE INDENTACIÓN PARA UNA CARGA MÁXIMA 200 MN [10].....	10
FIGURA 1.6 COMPARACIÓN DE LAS FRACCIONES DE VIDA CONSUMIDA Y REMANENTE OBTENIDAS EXPERIMENTALMENTE Y EL COMPORTAMIENTO SUGERIDO POR LA LDR DE MINER [11].....	12
FIGURA 1.7 GRÁFICA DE FATIGA DE INDENTACIÓN CILÍNDRICA PLANA EN UN COBRE POLICRISTALINO, LA EVOLUCIÓN DE LA PROFUNDIDAD DE INDENTACIÓN D Y LA TASA DE PROFUNDIDAD INDENTACIÓN DD/DN SE DAN COMO VARIACIONES DEL NÚMERO DE CICLO DE FATIGA APLICADA [12].....	13
FIGURA 1.8 LA VARIACIÓN DE LA TASA DE ESTADO ESTACIONARIO DE LA PROFUNDIDAD DE LA FATIGA INDENTACIÓN (DD/DN)S CON LA GAMA DE INTENSIDAD DE TENSIONES ΔK Y EL ESFUERZO MÁXIMO K_{MAX} [12].....	14

FIGURA 1.9 ESQUEMA DE UN PENETRADOR ESFÉRICO (R_{BLUNT}) Y LOS PARÁMETROS CARACTERÍSTICOS PARA LA DESCRIPCIÓN DE LOS EFECTOS DEL RADIO DE PUNTA, ADEMÁS, H_{BLUNT} COMPARADOR ENTRE UNA PUNTA CÓNICA Y H_{BALL} CORRESPONDIENTE A UNA PROFUNDIDAD DE INDENTACIÓN ESFÉRICA [13].....	15
FIGURA 1.10 CURVA CARGA-DESPLAZAMIENTO OBTENIDO BAJO LA CARGA MÁXIMA APLICADA DE 15 N, PARA ESTUDIAR (A) EL FENÓMENO DE FLUENCIA DURANTE 1800 S Y (B) EL COMPORTAMIENTO DE FATIGA A 1 CICLO POR MINUTO.....	17
FIGURA 1.11 CURVA TÍPICA CARGA-PROFUNDIDAD (P-H) EN PARTICULARES ZONAS DEL ACERO INOXIDABLE 304 L SS [15].....	18
FIGURA 1.12 CURVA TÍPICA CARGA-PROFUNDIDAD (P-H) EN ZONAS PARTICULARES DE FALLA POR FATIGA EN MUESTRAS CONJUNTAS DEL ACERO INOXIDABLE 304 L [15].....	19
FIGURA 1.13 RELACIÓN ENTRE LA CARGA APLICADA Y LA IMPRESIÓN DE LA PROFUNDIDAD PARA DOS PLANOS CRISTALOGRÁFICOS EN ESTUDIO [17].	21
FIGURA 1.14 ESPECTROS DE CARGA DE FATIGA: [21].....	23
FIGURA 1.15 (A) GRÁFICA TÍPICA DE CARGA DE PROFUNDIDAD POR INDENTACIÓN. (B) PROFUNDIDAD DE PENETRACIÓN DE INDENTACIÓN VS NÚMERO DE CICLOS. EL BLOQUE DE CARGA ESTÁ SOMETIDO A UNA SOBRECARGA (FIGURA 1.13 (A)). $P_{MAX0}=500$ N, $P_{MAX1}=700$ N, $N_0=2000$ CICLOS, $N_1=7000$ CICLOS [21].....	24
FIGURA 1.16 PROFUNDIDAD DE INDENTACIÓN POR CICLO VS NÚMERO DE CICLOS (FIGURA 1.13 (A)). $P_{MAX0}=500$ N, $N_0=2000$ CICLOS, $N_1=7000$ CICLOS [21].	24
FIGURA 2.1 ESQUEMA DE LA INDENTACIÓN BRINELL [24].....	28
FIGURA 2.2 ESQUEMA DE LA INDENTACIÓN ROCKWELL C [24].	29
FIGURA 2.3 ESQUEMA REPRESENTATIVO DEL ENSAYO VICKERS [24].....	30

FIGURA 2.4 GEOMETRÍA DEL INDENTADOR KNOOP [24].....	32
FIGURA 2.5 HUELLAS PIRAMIDALES BERCOVITCH CON BAE TRIANGULAR [24].....	32
FIGURA 2.6 VARIACIÓN DE CANTIDAD DE DUREZA EN FUNCIÓN A LA CARGA APLICADA [22].....	35
FIGURA 2.7 COMPORTAMIENTO DE LOS MATERIALES A LA FATIGA Y ALGUNAS CARGAS DINÁMICAS MÁS COMUNES USADAS EN LOS ENSAYOS DE FATIGA [34].....	39
FIGURA 2.8 CURVAS DE WÖHLER DE DISTINTAS ALEACIONES SOMETIDAS A CARGAS AXIALES DE AMPLITUD CONSTANTE [37].	42
FIGURA 2.9: DIAGRAMA S-N QUE SE GRAFICÓ A PARTIR DE LOS RESULTADOS DE ENSAYOS A LA FATIGA AXIAL COMPLETAMENTE INVERTIDOS. MATERIAL: ACERO UNS G41300, NORMALIZADO; SUT=116KPSI; SUT MAXIMA=125 KPSI. (DATOS DE NACA TECH. NOTA 3866, DICIEMBRE DE 1966.) [38].....	43
FIGURA 2.10 ACUMULACIÓN DE DAÑO EN UN PASO DE CARGA DE ALTO A BAJO [42].	46
FIGURA 2.11 ACUMULACIÓN DE DAÑO EN UN PASO DE CARGA DE BAJO A ALTO [42].....	47
FIGURA 2.12 (A) LA SECCIÓN TRANSVERSAL ESQUEMÁTICA DE UN GUIÓN CÓNICO Y PROFUNDIDADES DE INDENTACIÓN (B) DE LA CURVA DE CARGA-PROFUNDIDAD DE INDENTACIÓN UTILIZADOS PARA CALCULAR LOS NÚMEROS DE DUREZA [50].....	51
FIGURA 3.1 CURVA DE TRACCIÓN MONÓTONA (ESFUERZO REAL VS DEFORMACIÓN REAL) DEL ALUMINIO 6082-T6 [56].	55
FIGURA 3.2 CURVA S-N DEL ALUMINIO 6082-T6.....	56
FIGURA 3.3 (A) LA SECCIÓN TRANSVERSAL ESQUEMÁTICA DE UN GUIÓN CÓNICO Y PROFUNDIDADES DE INDENTACIÓN (B) DE LA	

CURVA DE CARGA-PROFUNDIDAD DE INDENTACIÓN UTILIZADOS PARA CALCULAR LOS NÚMEROS DE DUREZA [50]	58
FIGURA 4.1 GRÁFICA DUREZA MARTENS HM (MPA) VS NÚMERO DE CICLOS (N).CARGAS DESDE 1000 MN A 20000 MN. INDENTADOR ESFÉRICO. MÉTODO MARTENS. CARGA CONSTANTE. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	60
FIGURA 4.2 GRÁFICA DUREZA VICKERS HV (KGF/MM ²) VS NÚMERO DE CICLOS (N). CARGAS DESDE 2500 MN A 20000 MN. INDENTADOR VICKERS. MÉTODO TANGENTE. CARGA CONSTANTE. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	61
FIGURA 4.3 GRÁFICA DUREZA MARTENS HM (MPA) VS NÚMERO DE CICLOS (N). INDENTADOR ESFÉRICO. MÉTODO MARTENS. CARGA CONSTANTE. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	63
FIGURA 4.4 GRÁFICA CARGA FM (MN) VS NÚMERO DE CICLOS (N). INDENTADOR ESFÉRICO. MÉTODO MARTENS. CARGA CONSTANTE. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	64
FIGURA 4.5 GRÁFICA PROFUNDIDAD DE INDENTACIÓN HM (NM) VS NÚMERO DE CICLOS (N). INDENTADOR ESFÉRICO. MÉTODO MARTENS. CARGA CONSTANTE. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.	65
FIGURA 4.6 CARGA (MN) VS NÚMERO DE CICLOS (N). INDENTADOR ESFÉRICO. MÉTODO TANGENTE. CARGA CONSTANTE. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	68
FIGURA 4.7 PROFUNDIDAD DE INDENTACIÓN HM (NM) VS NÚMERO DE CICLOS (N). INDENTADOR ESFÉRICO. MÉTODO TANGENTE. CARGA CONSTANTE. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	69
FIGURA 4.8 DUREZA VICKERS HV (KGF/MM ²) VS NÚMERO DE CICLOS (N). INDENTADOR ESFÉRICO. MÉTODO TANGENTE. CARGA CONSTANTE. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	70

FIGURA 4.9 S (MN/NM) VS NÚMERO DE CICLOS (N). INDENTADOR ESFÉRICO. MÉTODO TANGENTE. CARGA CONSTANTE. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	71
FIGURA 4.10 DUREZA MARTENS HM (MPA) VS NÚMERO DE CICLOS (N). PARA 10000 MN. INDENTADOR VICKERS. MÉTODO MARTENS. CARGA CONSTANTE. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.	73
FIGURA 4.11 DUREZA VICKERS HV (KG/MM ²) VS NÚMERO DE CICLOS (N). PARA 10000 MN. INDENTADOR VICKERS. MÉTODO TANGENTE. CARGA CONSTANTE. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.	74
FIGURA 4.12 DUREZA MARTENS HM (MPA) VS NÚMERO DE CICLOS (N). INDENTADOR VICKERS. MÉTODO MARTENS. CARGA CONSTANTE. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	75
FIGURA 4.13 CARGA FM (MN) VS NÚMERO DE CICLOS (N). INDENTADOR VICKERS. MÉTODO MARTENS. CARGA CONSTANTE. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	75
FIGURA 4.14 PROFUNDIDAD DE PENETRACIÓN HM (NM) VS NÚMERO DE CICLOS (N). INDENTADOR VICKERS. MÉTODO MARTENS. CARGA CONSTANTE. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	76
FIGURA 4.15 CARGA FM (MN) VS NÚMERO DE CICLOS (N). INDENTADOR VICKERS. MÉTODO TANGENTE. CARGA CONSTANTE. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	79
FIGURA 4.16 PROFUNDIDAD DE INDENTACIÓN HM (NM) VS NÚMERO DE CICLOS (N). INDENTADOR VICKERS. MÉTODO TANGENTE. CARGA CONSTANTE. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	80
FIGURA 4.17 DUREZA HV (KG/MM ²) VS NÚMERO DE CICLOS (N). INDENTADOR VICKERS. MÉTODO TANGENTE. CARGA CONSTANTE. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	81
FIGURA 4.18 S (MN/NM) VS NÚMERO DE CICLOS (N). INDENTADOR VICKERS. MÉTODO TANGENTE. CARGA CONSTANTE. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	81

FIGURA 4.19 DUREZA MARTENS HM (MPA) VS NÚMERO DE CICLOS (N). INDENTADOR ESFÉRICO. MÉTODO MARTENS. CARGA PROGRESIVA. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	84
FIGURA 4.20 CARGA FM (MN) VS NÚMERO DE CICLOS (N). INDENTADOR ESFÉRICO. MÉTODO MARTENS. CARGA PROGRESIVA. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	85
FIGURA 4.21 PROFUNDIDAD DE INDENTACIÓN HM (NM) VS NÚMERO DE CICLOS (N). INDENTADOR ESFÉRICO. MÉTODO MARTENS. CARGA PROGRESIVA. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	86
FIGURA 4.22 ÁREA PROYECTADA (NM ²) VS NÚMERO DE CICLOS (N). INDENTADOR ESFÉRICO. MÉTODO MARTENS. CARGA PROGRESIVA. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	87
FIGURA 4.23 CARGA FM (MN) VS NÚMERO DE CICLOS (N). INDENTADOR ESFÉRICO. MÉTODO TANGENTE. CARGA PROGRESIVA. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	90
FIGURA 4.24 PROFUNDIDAD DE INDENTACIÓN HM (NM) VS NÚMERO DE CICLOS (N). INDENTADOR ESFÉRICO. MÉTODO TANGENTE. CARGA PROGRESIVA. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	91
FIGURA 4.25 ÁREA PROYECTADA (NM ²) VS NÚMERO DE CICLOS (N). INDENTADOR ESFÉRICO. MÉTODO TANGENTE. CARGA PROGRESIVA. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	92
FIGURA 4.26 S (MN/NM) VS NÚMERO DE CICLOS (N). INDENTADOR ESFÉRICO. MÉTODO TANGENTE. CARGA PROGRESIVA. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	93
FIGURA 4.27 DUREZA MARTENS HM (MPA) VS NÚMERO DE CICLOS (N). INDENTADOR VICKERS. MÉTODO MARTENS. CARGA PROGRESIVA. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	95
FIGURA 4.28 CARGA FM (MN) VS NÚMERO DE CICLOS (N). INDENTADOR VICKERS. MÉTODO MARTENS. CARGA PROGRESIVA. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	96

FIGURA 4.29 PROFUNDIDAD DE INDENTACIÓN HM (NM) VS NÚMERO DE CICLOS (N). INDENTADOR VICKERS. MÉTODO MARTENS. CARGA PROGRESIVA. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	97
FIGURA 4.30 ÁREA PROYECTADA (NM ²) VS NÚMERO DE CICLOS (N). INDENTADOR VICKERS. MÉTODO MARTENS. CARGA PROGRESIVA. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	98
FIGURA 4.31 CARGA FM (MN) VS NÚMERO DE CICLOS (N). INDENTADOR VICKERS. MÉTODO TANGENTE. CARGA PROGRESIVA. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	101
FIGURA 4.32 PROFUNDIDAD DE INDENTACIÓN HM (NM) VS NÚMERO DE CICLOS (N). INDENTADOR VICKERS. MÉTODO TANGENTE. CARGA PROGRESIVA. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	102
FIGURA 4.33 ÁREA PROYECTADA (NM ²) VS NÚMERO DE CICLOS (N). INDENTADOR VICKERS. MÉTODO TANGENTE. CARGA PROGRESIVA. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	103
FIGURA 4.34 S (MN/NM) VS NÚMERO DE CICLOS (N). INDENTADOR VICKERS. MÉTODO TANGENTE. CARGA PROGRESIVA. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	104
FIGURA 4.35 PROFUNDIDAD DE INDENTACIÓN POR CICLOS DHM/DN (NM/N) VS NÚMERO DE CICLOS (N). A LOS 100 CICLOS. INDENTADOR ESFÉRICO. MÉTODO MARTENS. CARGA CONSTANTE. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	105
FIGURA 4.36 PROFUNDIDAD DE INDENTACIÓN POR CICLOS DHM/DN (NM/N) VS NÚMERO DE CICLOS (N). A LOS 100 CICLOS. INDENTADOR VICKERS. MÉTODO MARTENS. CARGA CONSTANTE. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	106
FIGURA 4.37 CARGA FM (MN) VS PROFUNDIDAD DE INDENTACIÓN HM (NM). CARGA DE 10000 MN DURANTE 1000 CICLOS. INDENTADOR ESFÉRICO. CARGA CONSTANTE. PARA EL ALUMINIO 6082-T6	107

FIGURA 4.38 CARGA FM (MN) VS PROFUNDIDAD DE INDENTACIÓN HM (NM). INDENTADOR ESFÉRICO. A LOS 100 CICLOS. MÉTODO MARTENS. CARGA CONSTANTE. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	108
FIGURA 4.39 CARGA FM (MN) VS PROFUNDIDAD DE INDENTACIÓN HM (NM) CON LÍNEA DE TENDENCIA. INDENTADOR ESFÉRICO. EXTRAPOLADA LOS 100 CICLOS. MÉTODO MARTENS. CARGA CONSTANTE. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	108
FIGURA 4.40 CARGA FM (MN) VS PROFUNDIDAD DE INDENTACIÓN HM (NM). CARGA DE 10000 MN DURANTE 1000 CICLOS. INDENTADOR VICKERS. CARGA CONSTANTE. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.	109
FIGURA 4.41 CARGA FM (MN) VS PROFUNDIDAD DE INDENTACIÓN HM (NM). INDENTADOR VICKERS. A LOS 100 CICLOS. MÉTODO TANGENTE. CARGA CONSTANTE. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	110
FIGURA 4.42 CARGA FM (MN) VS PROFUNDIDAD DE INDENTACIÓN HM (NM) CON LÍNEA DE TENDENCIA. INDENTADOR VICKERS. A LOS 100 CICLOS. MÉTODO TANGENTE. CARGA CONSTANTE. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	110
FIGURA 4.43 DUREZA MARTENS HM (MPA) VS PROFUNDIDAD DE INDENTACIÓN HM (NM). A LOS 100 CICLOS. INDENTADOR ESFÉRICO. MÉTODO MARTENS. CARGA CONSTANTE. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	111
FIGURA 4.44 DUREZA MARTENS HM (MPA) VS PROFUNDIDAD DE INDENTACIÓN HM (NM). CON CURVA DE TENDENCIA A LOS 100 CICLOS. INDENTADOR ESFÉRICO. MÉTODO MARTENS. CARGA CONSTANTE. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	111
FIGURA 4.45 DUREZA VICKERS HV (KGF/MM ²) VS PROFUNDIDAD DE INDENTACIÓN HM (NM.) A LOS 100 CICLOS. INDENTADOR VICKERS. MÉTODO TANGENTE. CARGA CONSTANTE. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	112

FIGURA 4.46 DUREZA VICKERS HV (KGF/MM ²) VS PROFUNDIDAD DE INDENTACIÓN HM (NM). CON CURVA DE TENDENCIA A LOS 100 CICLOS. INDENTADOR VICKERS. MÉTODO TANGENTE. CARGA CONSTANTE. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	112
FIGURA 4.47 MODELO DE LA GRÁFICA DE DUREZA VICKERS HV (KGF/MM ²) VS NÚMERO DE CICLOS (N). PARA CARGAS DESDE 2500 MN A 10000 MN. INDENTADOR ESFÉRICO. MÉTODO TANGENTE. CARGA CONSTANTE. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.	119
FIGURA 4.48 GRÁFICA DE DUREZA VICKERS NORMALIZADA HV/HVO VS NÚMERO DE CICLOS (N). PARA CARGAS DESDE 2500 MN A 10000 MN. INDENTADOR ESFÉRICO. MÉTODO TANGENTE. CARGA MÁXIMA CONSTANTE. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	120
FIGURA 4.49 GRÁFICA DE DUREZA VICKERS INICIAL (HVO) VS CARGA MÁXIMA FM (MN). PARA CARGAS DESDE 2500 MN A 75000 MN. INDENTADOR ESFÉRICO. MÉTODO TANGENTE. CARGA MÁXIMA CONSTANTE. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	123
FIGURA 4.50 GRÁFICA DE DUREZA VICKERS HVC Y HVE VS NÚMERO DE CICLOS (N). PARA LA CARGA DE 10000 MN. INDENTADOR ESFÉRICO. MÉTODO TANGENTE. CARGA MÁXIMA CONSTANTE. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	124
FIGURA 4.51 GRÁFICA DE DUREZA VICKERS HVC Y HVE VS NÚMERO DE CICLOS (N). PARA LAS CARGAS 2500 A 75000 MN. INDENTADOR ESFÉRICO. MÉTODO TANGENTE. CARGA MÁXIMA CONSTANTE. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	125
FIGURA 4.52 MODELO DE LA GRÁFICA DE DUREZA VICKERS HV (KGF/MM ²) VS NÚMERO DE CICLOS (N). PARA CARGAS DESDE 2500 MN A 10000 MN. INDENTADOR VICKERS. MÉTODO TANGENTE. CARGA CONSTANTE. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.	126
FIGURA 4.53 GRÁFICA DE DUREZA VICKERS NORMALIZADA HV/HVO VS NÚMERO DE CICLOS (N). PARA CARGAS DESDE 2500 MN A 10000 MN.	

INDENTADOR VICKERS. MÉTODO TANGENTE. CARGA MÁXIMA CONSTANTE. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	127
FIGURA 4.54 GRÁFICA DE DUREZA VICKERS INICIAL (HVO) VS CARGA MÁXIMA FM (MN). PARA CARGAS DESDE 2500 MN A 10000 MN. INDENTADOR VICKERS. MÉTODO TANGENTE. CARGA MÁXIMA CONSTANTE. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	129
FIGURA 4.55 GRÁFICA DE DUREZA VICKERS HVC Y HVE VS NÚMERO DE CICLOS (N). PARA LA CARGA DE 10000 MN. INDENTADOR VICKERS. MÉTODO TANGENTE. CARGA MÁXIMA CONSTANTE. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	130
FIGURA 4.56 GRÁFICA DE DUREZA VICKERS HVC Y HVE VS NÚMERO DE CICLOS (N). PARA LAS CARGAS 2500 A 75000 MN. INDENTADOR VICKERS. MÉTODO TANGENTE. CARGA MÁXIMA CONSTANTE. PARA EL ALUMINIO 6082-T6.....	131

ÍNDICE DE TABLAS

TABLA 2.1 COMPARACIÓN DE LOS TIPOS DE INDENTADORES [23].	33
TABLA 2.2 PARÁMETROS DE INDENTACIÓN PARA EL MÉTODO MARTENS [39].	50
TABLA 2.3 PARÁMETROS DE INDENTACIÓN PARA EL MÉTODO TANGENTE [49].	50
TABLA 3.1 COMPOSICIÓN QUÍMICA DEL ALUMINIO 6082 [55].	54
TABLA 3.2 CARACTERÍSTICAS MECÁNICAS DE LA ALEACIÓN ALUMINIO 6082-T6 [56].	55
TABLA 4.1 DATOS DEL ENSAYO DE INDENTACIÓN A CARGA CONSTANTE, USANDO UN INDENTADOR ESFÉRICO, EXTRAÍDOS POR EL MÉTODO MARTENS EN EL ALUMINIO 6082-T6.	62
TABLA 4.2 DATOS DEL ENSAYO DE INDENTACIÓN A CARGA CONSTANTE, USANDO UN INDENTADOR ESFÉRICO, EXTRAÍDOS POR EL MÉTODO TANGENTE EN EL ALUMINIO 6082-T6.	66
TABLA 4.3 DATOS DEL ENSAYO DE INDENTACIÓN A CARGA CONSTANTE, USANDO UN INDENTADOR VICKERS, EXTRAÍDOS POR EL MÉTODO MARTENS EN EL ALUMINIO 6082-T6.	72
TABLA 4.4 DATOS DEL ENSAYO DE INDENTACIÓN A CARGA CONSTANTE, USANDO UN INDENTADOR VICKERS, EXTRAÍDOS POR EL MÉTODO TANGENTE EN EL ALUMINIO 6082-T6.	77
TABLA 4.5 DATOS DEL ENSAYO DE INDENTACIÓN A CARGA PROGRESIVA, USANDO UN INDENTADOR ESFÉRICO, EXTRAÍDOS POR EL MÉTODO MARTENS EN EL ALUMINIO 6082-T6.	82
TABLA 4.6 DATOS DEL ENSAYO DE INDENTACIÓN A CARGA PROGRESIVA, USANDO UN INDENTADOR ESFÉRICO, EXTRAÍDOS POR EL MÉTODO TANGENTE EN EL ALUMINIO 6082-T6.	88

TABLA 4.7 DATOS DEL ENSAYO DE INDENTACIÓN A CARGA PROGRESIVA, USANDO UN INDENTADOR VICKERS, EXTRAÍDOS POR EL MÉTODO MARTENS EN EL ALUMINIO 6082-T6.	94
TABLA 4.8 DATOS DEL ENSAYO DE INDENTACIÓN A CARGA PROGRESIVA, USANDO UN INDENTADOR VICKERS, EXTRAÍDOS POR EL MÉTODO TANGENTE EN EL ALUMINIO 6082-T6.	99
TABLA 4.9 TASA DE PROFUNDIDAD DE DEFORMACIÓN POR CICLOS, UTILIZANDO UN INDENTADOR ESFÉRICO.	105
TABLA 4.10 TASA DE PROFUNDIDAD DE DEFORMACIÓN POR CICLOS, UTILIZANDO UN INDENTADOR VICKERS.	106
TABLA 4.11 VALORES DE LA CONSTANTE “C ₁ ” PARA CADA NIVEL DE CARGA, PARA UN INDENTADOR ESFÉRICO.	122
TABLA 4.12 VALORES DE LA CONSTANTE “C ₂ ” PARA CADA NIVEL DE CARGA, PARA UN INDENTADOR VICKERS.	129

INTRODUCCIÓN

Desde comienzos de la edad moderna, el mundo de la ciencia y la ingeniería han ido de la mano, y su afinidad cada vez es más fuerte porque, como dice Pedro José Aguado, catedrático de Ingeniería Agroforestal de la Universidad de León: *"Todo ingeniero debe profundizar en los conocimientos científicos si quiere ejercer su profesión de manera adecuada, superando la rutina del trabajo y las soluciones convencionales, que sólo conducen a la mediocridad y a la insatisfacción"* [1].

Las soluciones a los problemas que llevan a cabo los ingenieros, contienen más requerimientos que medio siglo atrás, como soluciones innovadoras, económicas, de fácil acceso y facilidad de ejecución; lo que exige al ingeniero poseer un mayor conocimiento de las tecnologías actuales.

En la industria moderna, y más en la actualidad, el estudio de los materiales ha venido en aumento, debido a la mayor demanda de productos, así como la competencia del mercado, donde ya no son pocas las empresas productoras. El uso de materiales metálicos se ha mantenido por poseer características y propiedades mecánicas adecuadas para su empleo en distintas aplicaciones: estructurales, ejes de transmisión de potencia, herramientas, utensilio, etc. En áreas como la industria energética, tecnológica computacional, transporte, el uso y estudio de los materiales es fundamental, debido a la búsqueda de mejoras en rendimiento, costo, peso y durabilidad [2, 3, 4].

Las piezas, herramientas y elementos de máquina, están sometidos a cargas estáticas y dinámicas, siendo éstas las causante de una de las fallas más antiguas y estudiadas (mediados del siglo XIX) hasta la actualidad, como lo es la falla por fatiga.

La falla por fatiga es un fenómeno de suma importancia en la ingeniería, debido a que es una de las principales causas de falla en los elementos de máquina,

elementos rotatorios y/o piezas sometidas a cargas alternantes cíclicas en el tiempo; es un tema que la ciencia de los materiales y el diseño deben tener presente en todo momento. Uno de los ensayos más conocidos para el estudio de la fatiga es el ensayo por flexión rotativa, en el que se le aplica a una probeta una carga media especificada (que puede ser cero) y una carga alternativa donde se registra el número de ciclos requeridos para producir un fallo (vida a la fatiga). Por lo general, el ensayo se repite con una serie de probetas estandarizadas y similares, variando así las cargas fluctuantes. Las cargas se pueden aplicar axialmente, en torsión o en flexión. Éste tipo de ensayo requiere de una gran inversión monetaria y de tiempo [5].

Por lo tanto, la búsqueda de un método alternativo para estudiar el daño acumulado en un material o elemento de máquina de una manera no destructiva es muy útil especialmente en aplicaciones industriales.

Dado que las pruebas de microindentación son relativamente fáciles de implementar de una manera no destructiva y proporcionar una variedad de información sobre el material bajo investigación, hay varios estudios para evaluar el comportamiento de los materiales por esta técnica. Se han realizado considerables esfuerzos de estudio para investigar las propiedades elásticas y plásticas de diferentes materiales con esta técnica (Xu y Chen, 2010; Giannakopoulos and Suresh, 1999; Yonezu y Chen, 2010; Ogasawara et al, 2009; Cao and Lu, 2004; Luo y Lin, 2007) debido a la poca muestra requerida, la preparación y su potencial aplicación de la nano a la macro escala; así como también al estudio de la fatiga por indentación.

Este trabajo especial de grado permitirá analizar el comportamiento de la dureza superficial y los parámetros de la técnica de indentación instrumentada del Aluminio 6082-T6 sometido a fatiga por indentación a carga constante y progresiva.

CAPÍTULO I

FUNDAMENTO DE LA INVESTIGACIÓN

1.1 PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA

En la actualidad, luego de más de dos siglos del auge de la revolución industrial, la falla en un material como consecuencia de ser sometido a carga variable es muy común y, su estudio para la fecha sigue más vigente hoy en día, ya que no existe una ley científica que defina o prediga con exactitud el punto de quiebre o comienzo de grieta de falla por fatiga en un material, a pesar de que existen muchas investigaciones hasta la actualidad [6, 7].

La fatiga en un material es un proceso que está íntimamente vinculado a la ingeniería del cual no se puede desligar, y seguirá ocurriendo, dado que para ciertas aplicaciones la falla por fatiga en un material es importante, como por ejemplo, el "sacrificio" de una pieza mecánica por otra de mucha más importancia o costo.

Entre los ensayos más convencionales relacionados con los procesos sometidos a fatiga se tiene el "ensayo por flexión rotativa". Es un ensayo costoso, teniendo en cuenta que demanda la fabricación de una serie de probetas con las especificaciones exigidas por la norma (el ensayo de fatiga se describe en "Manual on Fatigue Testing", ASTM STP 91-A y en las normas ASTM E 466-E 468 de la American Society for Testing and Materials), lo cual presenta un alto costo por su realización, debido al proceso de mecanizado y acabado superficial que requieren las probetas, y al tiempo que se invierte para llevar a cabo el ensayo, que por lo general, son ensayos que se realizan fuera de las fábricas de producción (en laboratorios de estudio de los materiales) y a su vez son ensayos destructivos.

La técnica de microindentación ha sido empleada para el estudio de la dureza de un material en áreas muy pequeñas del mismo, se emplean cargas menores a 1000

gf, y es útil su empleo para piezas pequeñas o muy delgadas. Entre las aplicaciones más comunes tenemos: gradientes de dureza, dureza superficial, dureza de recubrimientos, dureza de fase, cerámicos, granallas entre otros.

Una prueba de indentación llevada como una versión avanzada de un ensayo de dureza convencional puede ser de gran utilidad. Por lo que la importancia de ensayos alternativos de medición, para poder realizar estudios en materiales y sus propiedades relacionadas con la fatiga es vital, puesto que los aspectos de tiempo y dinero son beneficiados directamente, así como la obtención de resultados no destructivos en los cuales se puedan realizar las pruebas sobre la misma pieza en estudio.

El objetivo fundamental del estudio de la fatiga a través de la microindentación instrumentada se centra y apunta en la dirección de predecir con exactitud la vida útil de un material luego de haberle sido aplicada una carga alternante, y conociendo sus propiedades mecánicas estáticas, correlacionarlas con las propiedades mecánicas del material mismo.

El Aluminio 6082-T6, por ser un metal común y utilizado ampliamente en la fabricación de estructuras resistentes que requieren la buena resistencia a la corrosión, donde conocemos entre ellas, moldes de botellas de plástico por soplado, armamento, blindaje, componentes marinos, carro de arma de los aviones, coches de ferrocarril, motoras, tecnología nuclear, mástiles y timones para barcos (especialmente para agua dulce), tornillería, remaches, moldes, muebles, colocaciones de tanques, usos estructurales (barras, tubos, perfiles) y de alta presión generales, tuberías, entre otros, que en la mayoría de los casos, están sometidos a cargas variables y son susceptibles a fallar por fatiga. Por esto se aplicará la técnica de fatiga por microindentación y poder analizar su comportamiento con el objeto de determinar o predecir el daño acumulado.

1.2 OBJETIVOS DE LA INVESTIGACIÓN

1.2.1 Objetivo General

Evaluar la influencia del daño acumulado por fatiga por microindentación instrumentada a carga constante y progresiva sobre el aluminio 6082-T6.

1.2.2 Objetivos Específicos

- Determinar experimentalmente las curvas de los parámetros de microindentación instrumentada (fuerza, área proyectada, profundidad, dureza, etc.) en función del número de ciclos, producto del proceso de indentación utilizando penetradores tipo Vickers y esférico.
- Determinar las curvas de carga y dureza contra la profundidad de indentación.
- Determinar experimentalmente la tasa de endurecimiento por deformación según variación de profundidad de indentación respecto al número de ciclos.
- Analizar la evolución de la dureza en el material luego de someterse a fatiga por microindentación instrumentada a carga constante y progresiva.
- Determinar un modelo matemático que represente el daño acumulado por fatiga indentación instrumentada a carga constante y progresiva sobre la aleación de aluminio A 6082-T6.

1.3 ANTECEDENTES

A continuación se mostrarán trabajos realizados previamente a nuestra investigación, los cuales serán de gran aporte para el desarrollo de este trabajo especial de grado:

Alberto Boschetto, Fabrizio Quadrini, Erica Anna Squeo (2010) [8]: Realizaron una investigación extrayendo propiedades mecánicas locales de barras de acero por medio de indentación automatizada. Señalan que evaluar las propiedades mecánicas de partes metálicas de elementos de máquinas puede ser de gran utilidad ya que se pueden predecir fuerzas cortantes durante las siguientes etapas de trabajo en diversas piezas. Por tanto, se cortaron probetas normalizadas en forma de disco y sometidas a diferentes condiciones. Las pruebas de indentación planas se llevaron a cabo en la superficie plana que se mecaniza de manera diferente para todas las muestras de acero. Los ensayos se realizaron mediante el uso de una máquina de ensayo universal material (Alliance RT / 50 por MTS). Se utilizaron penetradores planos de carburo de tungsteno, con un diámetro de 1 y 2 mm. Las pruebas se realizaron a lo largo de dos diámetros perpendiculares de las muestras, una para cada diámetro de penetrador. En el caso del penetrador de 1 mm de diámetro, se realizaron 16 indentaciones en cada muestra con una separación de 4 mm entre los centros de marca de indentación; utilizando el penetrador de 2 mm de diámetro, sólo 8 indentaciones se realizaron con una separación de 7 mm. No les fue posible indentar estrechamente espaciado para evitar que cada prueba pudiera verse afectada de los anteriores, por la dureza del material. Para las pruebas, la profundidad de penetración fue de 0,5 mm, la tasa fue de 0,1 mm/min, y la pre-carga fue de 50 y 200 N para el penetrador de 1 mm y 2 mm de diámetro respectivamente, en la Figura 1.1 se muestra la gráfica típica de indentación que se obtuvo.

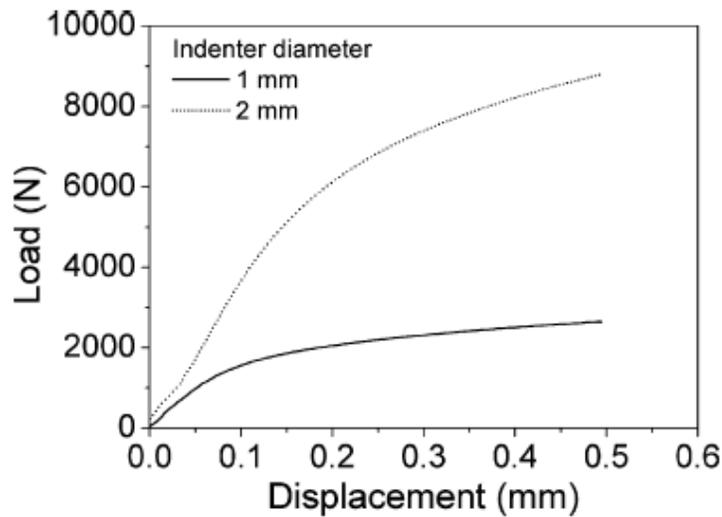


FIGURA 1.1 Gráfica típica de indentación, Carga de indentación (N) vs Profundidad de indentación (mm) [8].

De esta manera se obtuvieron por primera vez los resultados de indentación que fueron utilizados para aportar propiedades mecánicas locales de barras de acero en función de las condiciones del proceso. Como conclusión general, señalan que los indentadores de diámetro pequeño se deben usar para medir las propiedades de la superficie de la pieza de trabajo, y los de gran diámetro para obtener mayores propiedades. Sin embargo, mediante el uso de la resistencia a la fluencia y de datos de presión de indentación, los indentadores de diámetro pequeño son suficientes para extraer información acerca de la superficie de la pieza de trabajo y del núcleo.

Amiri Sina; Lecis Nora; Manes Andrea; Giglio Marco (2013) [9]: En esta investigación los autores realizaron un estudio para estimar la resistencia a la fractura en un aluminio 6061-T6 utilizando la técnica de la microindentación. Las pruebas se realizaron usando un micropenetrador instrumentado (Micro Combi Plataforma-CSM Instruments) con una resolución de carga de 0,3 mN y una resolución de profundidad de 0,3 nm. En todos los ensayos se seleccionó una velocidad de carga-descarga de 300 mN/min para evitar los efectos dinámicos. En esta investigación se utilizó un indentador Berkovich. Las pruebas se realizaron bajo el control de carga a carga pico de 200, 400, 600, 800, 1000, 1200, 1400, 1600 mN con un proceso de carga-descarga

progresivamente con el mantenimiento de la carga en cada pico durante 10 segundos. Todos los ensayos se efectuaron bajo condiciones ambientales para evitar cualquier ruido durante la prueba que pueda tener efectos menores en los resultados. Los autores observaron con atención la evolución del módulo elástico eficaz del material (Al 6061-T6), durante el proceso de indentación. El estado de tensión de la prueba de indentación se estudió mediante el uso de análisis numérico. Se pudo observar que el valor de la tenacidad a la fractura obtenido de la microindentación es de $3,89 \text{ MPa (m)}^{1/2}$, es similar con los valores obtenidos a partir del enfoque experimental que consume tiempo y además es costoso, mostrando la capacidad del método. Es importante señalar que este método requiere de sólo un micro-área para realizar la prueba, lo cual refuerza su importancia para la investigación de la cantidad mínima de material. Además señalan que este enfoque puede, además, ser útil en la investigación de la resistencia a la fractura de los componentes que presentan diferentes condiciones de esfuerzo o microestructuras a lo largo del componente. Por otro lado, a través de la aplicación de esta técnica, también podría ser posible estudiar y evaluar la dependencia del tiempo durante el ensayo, así como la degradación del material que depende de la temperatura, que se puede presentar en elementos de máquinas en condiciones de servicio con cargas importantes.

Annamária Duszová, Pavol Hvizdoš, František Lofaj, Łukasz Major, Ján Dusza, Jerzy Morgiel (2013) [10]: Realizaron un estudio de la fatiga indentación en carburos cementados de WC-Co. Los ensayos de fatiga por indentación se realizaron usando un indentador de diamante Berkovich con un radio de punta de menos de 20 nm en el probador de nanodureza NHT-TTX (CSM-Instruments, SA). Las muestras fueron pulidas, con un paso final utilizando 0,5 micras de pasta de diamante. Los modelos fueron indentados con cargas máximas de 25, 50, 100 y 200 mN, luego descargadas a una carga del 50% y en repetidas ocasiones recargadas a 100 ciclos a una velocidad de 1000 mN/min, en donde la profundidad de indentación durante los primeros ciclos es marcada como h_{Max} y durante los 100 ciclos como h_{cycl} como se muestra en la Figura 1.2.

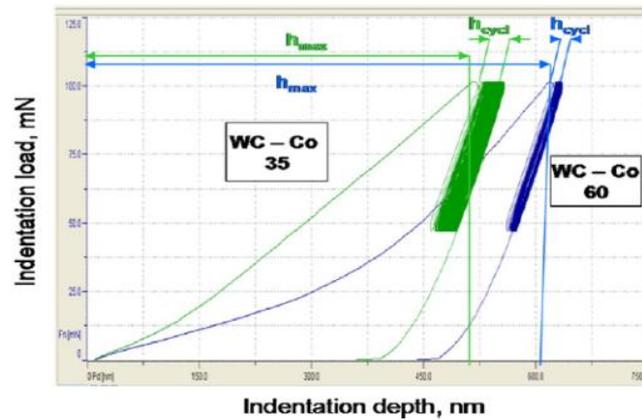


FIGURA 1.2 Ilustración del experimento de fatiga por indentación. Carga de indentación (mN) vs relación de profundidad de penetración de indentación de los dos sistemas investigados [10].

En esta investigación se determinó la deformación y los mecanismos de daño alrededor de la zona indentada, para la cual se evaluaron las propiedades en dos sistemas de WC-Co con diferentes parámetros de microestructura, donde se determinó principalmente que los sistemas con alto volumen de la fracción de Co se deforman más durante el primer ciclo con respecto a los que contienen baja fracción de Co, como lo ilustran las Figuras 1.3, 1.4 y 1.5.

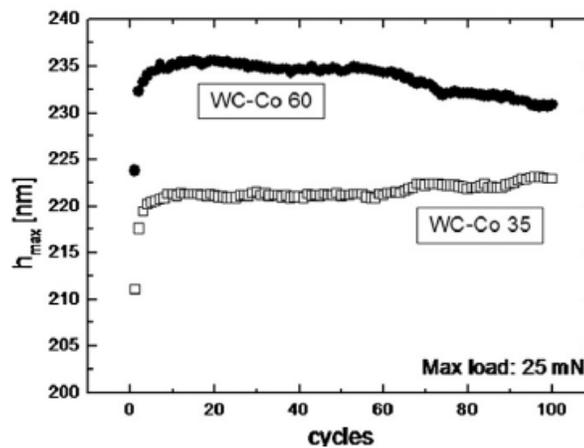


FIGURA 1.3 Influencia del número de indentaciones en la relación de profundidad de penetración de indentación para una carga máxima 25 mN [10].

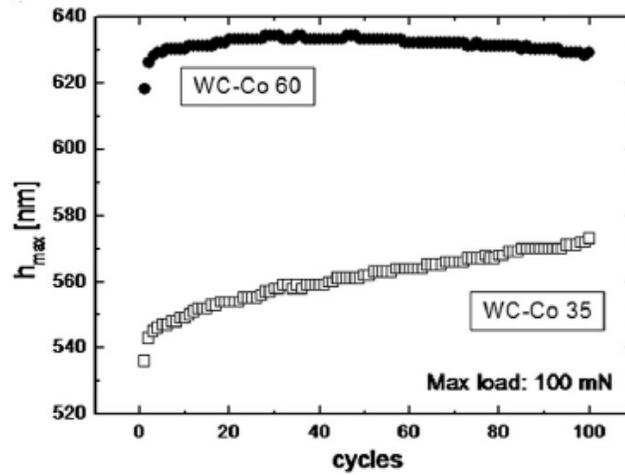


FIGURA 1.4 Influencia del número de indentaciones en la relación de profundidad de penetración de indentación para una carga máxima 100 mN [10].

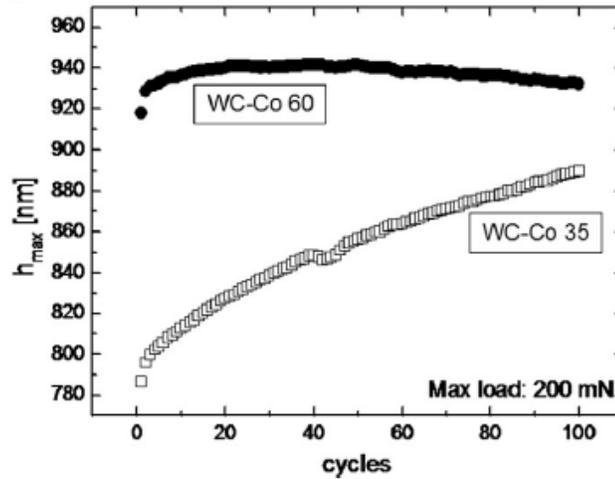


FIGURA 1.5 Influencia del número de indentaciones en la relación de profundidad de penetración de indentación para una carga máxima 200 mN [10].

En los primeros ciclos se destruyeron las uniones de WC/WC en los sistemas con bajo Co, además se observó que los sistemas de deslizamiento entre los granos son iniciados en los granos de WC. Finalmente concluyeron que el efecto de la transformación de fase es más significativo en los sistemas que poseen alto Co, lo cual

resultó en el decrecimiento de la profundidad de impresión con el incremento del número de ciclos durante la prueba de fatiga indentación.

Antonio J. Ramos P. (2004) [11]: Estudió el efecto del daño acumulado en el comportamiento a la fatiga del acero SAE 4340 templado y revenido. Los ensayos de fatiga se efectuaron a cinco niveles de esfuerzos distintos que representan diferentes fracciones del esfuerzo de fluencia del material, para así determinar el comportamiento a la fatiga del material bajo condiciones de alto ciclaje; con estos resultados se elaboró la curva de Wöhler característica del material, y en base a ella, se realizaron ensayos de daño acumulado en dos bloques de esfuerzos ascendentes y descendentes, involucrando diferentes fracciones de vida consumida en el material, los cuales establecieron el comportamiento del material al daño acumulado bajo condiciones de alto ciclaje. Los resultados demostraron que cuando el daño acumulado en el material se realiza de forma descendente, el comportamiento del material ante el daño se desvía fuertemente de forma negativa de la Teoría de Daño Acumulativo Lineal propuesta por Miner. Lo que radica en que la aplicación de esta teoría produzca una sobreestimación de la vida real del material bajo estas condiciones de aplicación de cargas. Por otra parte los resultados de los ensayos de daño acumulado en dos bloques con esfuerzos ascendentes evidenciaron que el comportamiento del material ante el daño se desvía de forma positiva de lo descrito por Miner, lo que implica una subestimación de la vida real del material con la aplicación de esta teoría, hecho que se evidencia más claramente para fracciones de vida consumida superiores a 0,5, como lo indica la Figura 1.6. Por otra parte el estudio fractográfico de las superficies de fractura realizado posteriormente a los experimentos sugirió que la aplicación sobre el material de bloques de esfuerzo en forma ascendente, propician múltiples inicios de grietas en el material, mientras que la aplicación de bloques de esfuerzos descendente propician la formación de una única zona de inicio de grietas en el mismo. La observación sistemática de los cortes longitudinales cercanos a la zona de inicio de grieta, evidencio la no presencia en las probetas de grietas primarias paralelas a la grieta principal.

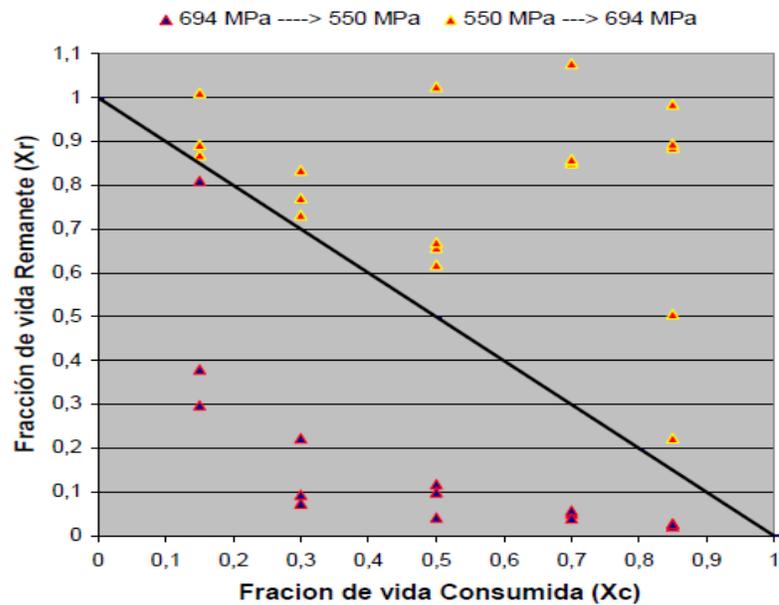


FIGURA 1.6 Comparación de las fracciones de vida consumida y remanente obtenidas experimentalmente y el comportamiento sugerido por la LDR de Miner [11].

Baoxing Xu, Zhufeng Yue and Xi Chen (2009) [12]: Realizaron una investigación sobre una ley de propagación de profundidad por fatiga por indentación. Para este estudio los autores utilizaron un indentador cilíndrico plano. Señalan que dada la indentación cíclica con un indentador cilíndrico plano, la tasa de estado estacionario de propagación de la profundidad de indentación, puede ser bien caracterizada por medio de una función simple del rango de intensidad de presión y la máxima intensidad de la misma, que es cualitativamente similar al crecimiento de estado estacionario de una grieta por fatiga. En esta investigación, validaron la relación crítica de la ecuación $(dd/dN)_s = C_i K_{max}^{ni} \Delta K^{mi}$ por una serie de simulaciones numéricas; donde d es la profundidad de penetración, N es el número de ciclos, $K_{max} = \frac{P_{max}}{2a\sqrt{\pi a}}$, $\Delta K = \frac{\Delta P}{2a\sqrt{\pi a}}$; (P =carga, a =radio del indentador cilíndrico plano) y un experimento en un cobre policristalino (con 0,0262% de Zn, 0,0145% P, 0,003% 0,1266% Pb y Fe) a temperatura ambiente.

El ensayo fue realizado utilizando una celda de carga personalizada de Instron 8871 de sistema de pruebas; el penetrador cilíndrico plano es una aleación de alta resistencia cuyo diámetro es $2a=0,991\text{mm}$. Para los valores obtenidos representativos de $K_{\text{max}} = 485,26$ y $\Delta K = 469,12 \text{ MPa mm}^{1/2}$, señalaron la evolución de la profundidad de penetración (d) con el número de ciclos observada en el experimento, donde el incremento de d respecto a N se puede dividir en dos etapas: una etapa primaria, durante el cual el penetrador se hunde rápidamente en la muestra; seguido por una etapa de estado estacionario, donde la profundidad de indentación aumenta a casi una tasa constante, tal como se representa en la Figura 1.7 y en la Figura 1.8 se observa con respecto a la gama de intensidad de tensiones ΔK y el esfuerzo máximo K_{max} .

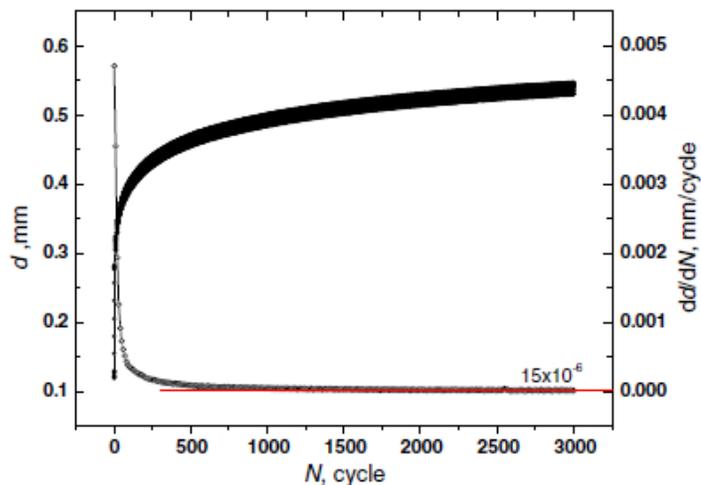


FIGURA 1.7 Gráfica de fatiga de indentación cilíndrica plana en un cobre policristalino, la evolución de la profundidad de indentación d y la tasa de profundidad indentación dd/dN se dan como variaciones del número de ciclo de fatiga aplicada [12].

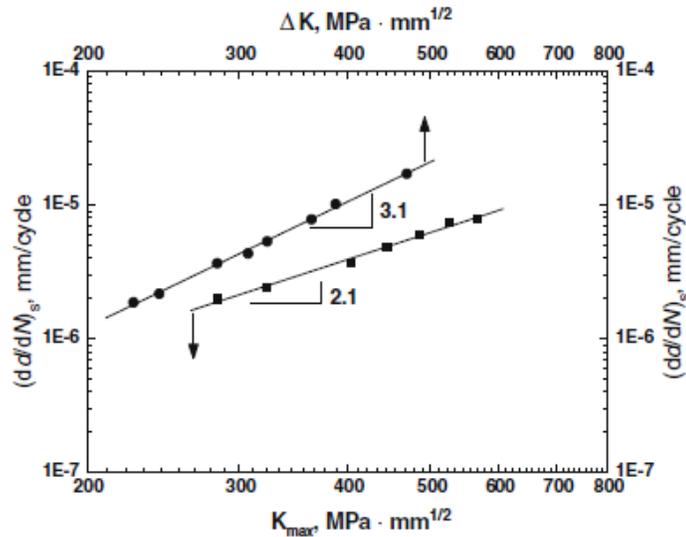


FIGURA 1.8 La variación de la tasa de estado estacionario de la profundidad de la fatiga indentación $(dd/dN)_s$ con la gama de intensidad de tensiones ΔK y el esfuerzo máximo K_{max} [12].

En el ensayo se pudo observar que la carga cíclica varía de manera sinusoidal. Finalmente la simple Ley de fatiga por indentación tiene el potencial de extraer las propiedades relativas a la fatiga de materiales de pequeños volúmenes y aclara los mecanismos de agrietamiento por fatiga.

D. Chicot (2009) [13]: Esta investigación se basa en el estudio del factor de longitud de escala de dureza para modelar los efectos de tamaño de nano y microindentación. En este estudio, Chicot muestra que los datos de dureza de nano y microindentación se pueden representar adecuadamente por la teoría de plasticidad del gradiente de deformación (SGP), si se toma en cuenta la uniformidad de la separación en la dislocación, utilizando un indentador esférico, como se muestra en la Figura 1.9.

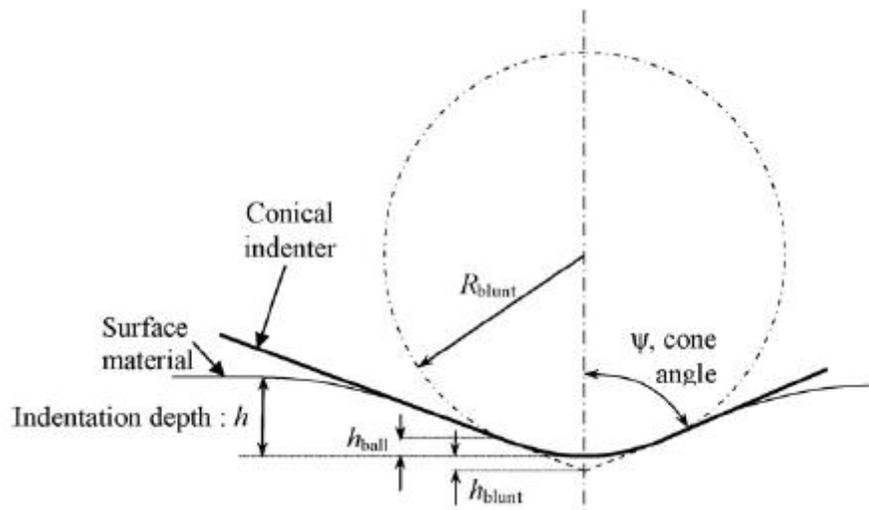


FIGURA 1.9 Esquema de un penetrador esférico (R_{blunt}) y los parámetros característicos para la descripción de los efectos del radio de punta, además, h_{blunt} comparador entre una punta cónica y h_{ball} correspondiente a una profundidad de indentación esférica [13].

Para dar información pertinente sobre el proceso de deformación plástica, se aconsejó utilizar un factor de dureza de longitud de escala (HLS) igual a $H_0 \cdot \sqrt{h^*}$, donde H_0 es la macro dureza y h^* la característica escala de longitud deducida de la relación de la teoría de dureza-profundidad del PPD. Se señaló que teóricamente, el factor de HLS es proporcional tanto al módulo de cizallamiento como al vector de Burgers, dependiendo de la separación de la dislocación. El autor indica que aplicado a diversos metales cristalinos, la representación experimental del factor de HLS muestra dos comportamientos lineales distintos relacionados con los regímenes de la profundidad del micrómetro y nanómetro asociado con una organización uniforme de la dislocación debajo del penetrador y con dislocaciones situadas en las proximidades de la punta del indenter a lo largo de la zona plástica, respectivamente. Finalmente mediante el modelo Nix y de Gao, se dijo que es capaz de representar adecuadamente los datos de dureza de microindentación, así como los de nanoindentación mediante la introducción de la noción de uniformidad de la separación de la dislocación en el modelo original o conjuntamente teniendo en cuenta la ampliación de la zona plástica

de acuerdo con el modelo de Durst. Se infiere que la principal diferencia entre los efectos del tamaño de nanoindentación y microindentación está vinculada a la densidad máxima permisible de las dislocaciones necesarias geoméricamente (GND) y el efecto asociado en el tamaño de la zona plástica. Por otro lado se obtuvo que la profundidad límite de indentación entre los regímenes nanométricos y micrométricos depende de un factor GND y el vector de Burgers.

D. Chicot, K. Tilkin, K. Jankowski, A. Wymysłowski (2013) [14]: Estudiaron la confiabilidad de las uniones de soldadura respecto a las fallas por fluencia y fatiga en envasados microelectrónicos, utilizando la técnica de microindentación en soldaduras de la aleación SAC 405. Utilizaron un microdurómetro CSM 2-107 Tester, equipado con un penetrador de diamante Vickers, para los experimentos. El intervalo de carga (en Newton) del instrumento es de 0,1 a 20 N. La Resolución de carga es de 100 a 1 N y la resolución de profundidad es de 0,3 nm, entregados por los instrumentos del Grupo CSM. En este trabajo, los ensayos para investigar el comportamiento de la fluencia por microindentación se han llevado a cabo durante más de 1.800 segundos a una tasa de carga constante de 100 N/min con la presencia de cargas que van desde 1 a 20 N. Se realizaron ensayos de fatiga de microindentación durante 100 ciclos a cargas constantes máximas de retención que oscilan entre 1 y 20 N, con un tiempo de permanencia nula para evitar el fenómeno de fluencia en esta prueba. Los tipos de carga y descarga han sido elegido con el fin de obtener 1, 2 ciclos y medio, 5, 10 y 15 ciclos por minuto. En la Figura 1.9, se observa un ejemplo de los ensayos por fluencia y fatiga, realizados en esta investigación.

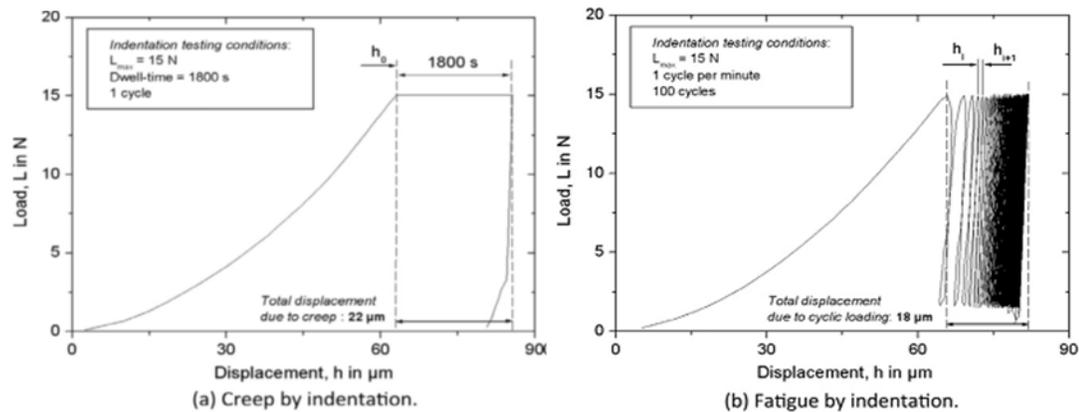


FIGURA 1.10 Curva carga-desplazamiento obtenida bajo la carga máxima aplicada de 15 N, para estudiar (a) el fenómeno de fluencia durante 1800 s y (b) el comportamiento de fatiga a 1 ciclo por minuto.

Luego de todos los ensayos recomiendan la representación del comportamiento de la fluencia por el exponente del esfuerzo $m (=13,5)$, así como, la determinación del coeficiente de ductilidad fatiga $\varepsilon_{ind}^f (=5.5\%)$ y la ductilidad de fatiga de exponente $C (=1,11)$ para la aleación SAC 405 gracias al comportamiento de la fatiga mediante el uso de la Ley Manson–Coffin.

Duyi Ye (2012) [15]: Estudió las propiedades locales de juntas soldadas de 304L SS utilizando pruebas de indentación instrumentada, realizando pruebas de fatiga de bajo ciclaje, utilizando mediciones de indentación instrumentada y microscopía óptica, en la zona afectada por calor (ZAC), el material de aporte (WM), y el material base (BM), gracias a un algoritmo analítico propuesto por Dao (M. Dao, N. Chollacoop, K.J. Van Vliet, et al., Acta Mater. 49 (2001) 3899–3918.), para estimar las propiedades mecánicas básicas (límite de elasticidad, exponente de endurecimiento por deformación, módulo de elasticidad). Las pruebas se realizaron a temperatura ambiente en muestras conjuntas de 304LSS soldado, utilizando un sistema de ensayo servohidráulico MTS 810. Las pruebas se realizaron en varias amplitudes de esfuerzo entre $\pm 0,5\%$ y $\pm 1,2\%$ a una velocidad de deformación constante total de $4 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. En donde la vida de fatiga (Nf) de especímenes de unión

soldada se define como el número de ciclos requerido para reducir el esfuerzo máximo (S_{max}) hasta un valor de $3/4$ veces el valor del pico experimentado durante ciclos anteriores. Las muestras para las mediciones de indentación instrumentada fueron seccionadas para un tamaño requerido a lo largo de la dirección longitudinal, al igual que las no soldadas y las muestras conjuntas que tienen fallas por fatiga 304LSS que comprende las zonas de WM, ZAC y BM. Las secciones cortadas se pulieron usando diferentes graduados de papeles de esmeril. El pulido final se realizó utilizando un compuesto de diamante ($1\ \mu\text{mm}$ tamaño de partícula) en la máquina de pulido de disco. Las muestras pulidas fueron grabadas durante 30s en una solución que contiene 70% HNO_3 , con el fin de revelar la microestructura. Las mediciones de indentación instrumentada se realizaron utilizando el equipo “Shimadzu DUH201S” un probador ultra dinámico de microdureza, equipado con un indentador de diamante Vickers. En el que se utilizó una carga de indentación máxima de 500mN y un tiempo de permanencia de 15 segundos, el comportamiento se muestra en las Figuras 1.11 y 1.12 observándose los cambios presentados.

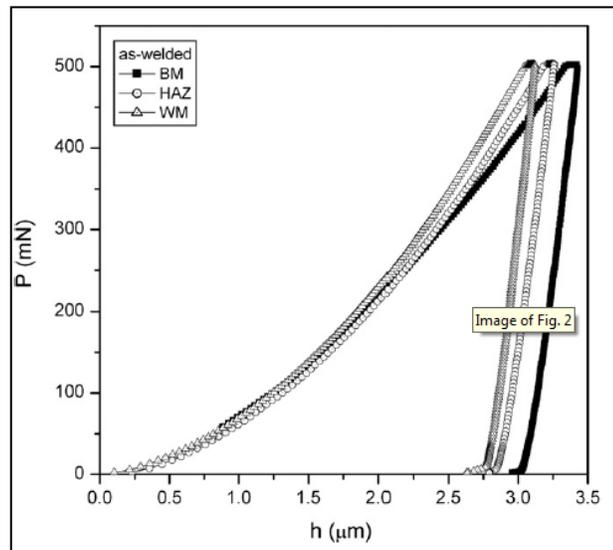


FIGURA 1.11 Curva típica carga-profundidad ($p-h$) en particulares zonas del acero inoxidable 304 L SS [15].

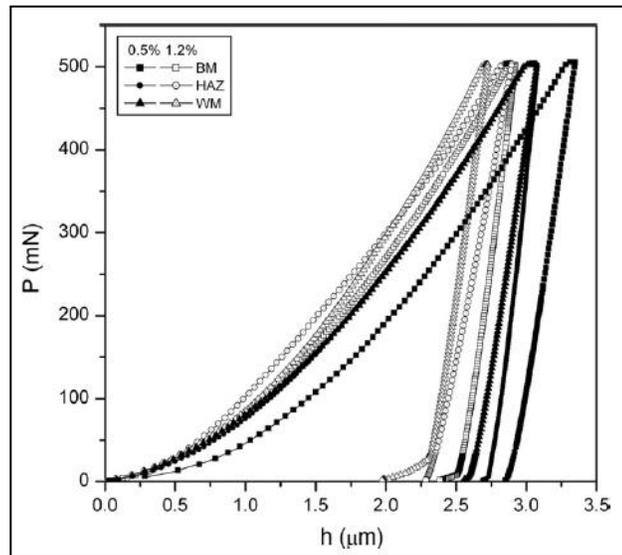


FIGURA 1.12 Curva típica carga-profundidad ($p-h$) en zonas particulares de falla por fatiga en muestras conjuntas del acero inoxidable 304 L [15].

A través de las pruebas de indentación, la tasa de carga se conservó a 200mN/min. Se comprobó que la indentación responde sensiblemente a los detalles de la condición metalúrgica resultante del proceso de soldadura, otra conclusión importante fue que se determinó que la magnitud y la forma de la curva P-h cambian significativamente en la zona de unión.

Heny W. Gabriel E., Vera S. José Gregorio (2007) [16]: Realizaron un estudio del daño acumulado por fatiga en juntas soldadas de acero AISI/SAE 1045 por soldadura manual al arco con electrodos revestidos “SMAW”. Se realizaron tres ensayos de tracción con el fin de determinar el valor del esfuerzo de fluencia el cual les permitió determinar los valores de los niveles de esfuerzo alternante con los cuales se trabajaría en los ensayos de fatiga. Para la determinación de la curva de Wöhler del acero 1045 se emplearon cinco niveles de esfuerzo alternante, entre 440 y 500 MPa, obteniéndose un total de 12 resultados válidos. En el caso de la junta soldada se llevaron a cabo ensayos en cuatro niveles de esfuerzos desde 360 hasta 400 MPa, lo cual permitió evaluar el comportamiento a la fatiga bajo condiciones de alto ciclaje (número total de ciclos >105); con estos resultados se procedió a la elaboración la

curva de Wöhler característica. También se realizaron ensayos con el fin de determinar una aproximación del límite de fatiga, el cual se ubicó entre 350 y 360 MPa. En base a esta información, fueron posteriormente diseñados los ensayos de daño acumulado en dos bloques de esfuerzos tanto ascendentes como descendentes, involucrando una fracción de vida consumida de 1/2, es decir, equivalente al 50% del promedio de vida encontrado para los niveles de esfuerzos extremos tanto mínimo como máximo, 360 y 400 MPa respectivamente. Los resultados obtenidos revelaron que la presencia de una junta soldada de las características estudiadas da lugar a una reducción significativa de la vida a la fatiga del acero AISI/SAE 1045. La regla de Palmgren-Miner no se pudo confirmar en vista de la marcada variabilidad del número de ciclos a falla en las muestras empleadas, se cree que tales resultados tienen su origen en los cambios geométricos debido a la presencia de la junta y a los cambios metalúrgicos introducidos en el proceso de fabricación así como a los defectos intrínsecos a dicho proceso. También se realizó un estudio fractográfico por microscopía electrónica de barrido indicando que las razones para el origen o nucleación de grietas son muy diversas como: cambios geométricos, presencia de rizos, presencia de poros, entre otros.

Marek Bl'anda, Annamária Duszová, Tamás Csanádi, Pavol Hvizdo's, František Lofaj, Ján Dusza (2014) [17]: Analizaron la carga aplicada y la orientación cristalográfica de los granos de WC (carburo de wolframio o carburo de tungsteno) en la fatiga indentación en un agregado de WC-Co (carburo de tungsteno y cobalto). Los experimentos de fatiga indentación se realizaron utilizando: Table Top Nanoindentation Tester (TTX-NHT) (CSM-Instruments, SA) con un indentador de diamante Berkovich. Los granos más grandes de WC seleccionados del compuesto de WC-Co con orientación basal (los primeros en separarse, como lo muestra la Figura 1.13) y de un plano prismático fueron indentados con cargas máximas de 5, 10, 25 y 50 mN, aplicando posteriormente la carga a un 50% de la carga máxima y ejecutada a 100 ciclos en el rango de 10 - 100 mN/min. Determinaron que la influencia significativa de la orientación cristalográfica de los granos de WC en la fatiga por

indentación, estaba conectada con los diferentes mecanismos de deslizamiento los primeros sustratos separados (basales) y los planos prismáticos. Además, establecen que gracias a las indentaciones los planos basales se endurecen mucho más que los planos prismáticos.

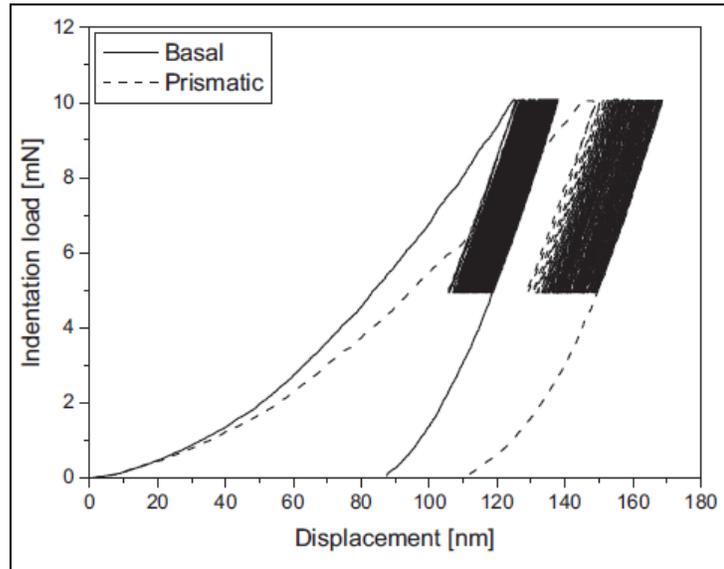


FIGURA 1.13 *Relación entre la carga aplicada y la impresión de la profundidad para dos planos cristalográficos en estudio [17].*

N. Cuadrado, E. Jimenez-Piqué, D. Casellas, M. Anglada (2011) [18]: Ejecutaron el estudio de la morfología de grietas generadas por nanoindentación y su efecto en el cálculo de la tenacidad de fractura. Utilizando la técnica de nanoindentación para inducir grietas en diferentes materiales cerámicos, estudiando así la morfología de grieta generada por la aplicación de un indentador. El estudio morfológico de las grietas se ha llevado a cabo mediante pulido secuencial y la técnica de microscopía de haz de iones focalizados (FIB). Para la geometría de indentador utilizada y la morfología de grieta obtenida, fue llevado a cabo un estudio de la aplicabilidad de las expresiones más comúnmente utilizadas para el cálculo de la tenacidad de fractura en materiales frágiles por indentación. Se ha utilizado un

indentador de punta de diamante tipo Berkovich, calibrada sobre una muestra patrón de sílice según el método de Oliver y Pharr. La tenacidad de fractura ha sido evaluada mediante el uso de una punta de diamante tipo Berkovich con cargas de indentación de 50 mN hasta 3 N. La longitud de las grietas generadas en los vértices de las huellas de indentación ha sido evaluada mediante microscopía electrónica de barrido (SEM). Para el análisis de la morfología de la grieta generada a partir de la aplicación de un indentador tipo Berkovich, se han utilizado la técnica de pulido secuencial y la técnica de microscopía de haz de iones focalizados (FIB/SEM). Los cortes de FIB se realizaron en un equipo Zeiss 40, utilizando un haz de iones de 200pA a 30kV y tomando fotos SEM cada dos pasos de pulido iónico. Para la reconstrucción tomográfica a partir de cortes de FIB se utilizó el software Avizo. Los autores pudieron concluir principalmente diciendo que los sistemas de grietas observados en indentadores tipo Berkovich son más complejos que los modelos que se utilizan. La aplicación de un indentador Berkovich sobre materiales frágiles genera una morfología de grieta del tipo radial. Simultáneamente determinaron que la ecuación de Laugier [19] parece ser la más indicada para su uso con indentadores tipo Berkovich. Se encontró que el uso de la ecuación de Anstis [20] con indentadores Berkovich lleva a un cálculo de la tenacidad de fractura erróneo. Y para determinar correctamente la tenacidad mediante nanoindentación usando indentadores tipo Berkovich se ha realizado una calibración de la ecuación de Laugier [19] sobre diferentes materiales frágiles proponiéndose un valor para la constante χ_0 de 0.022 ± 0.001 , para así obtener mejores resultados.

Xu, Z.F. Yue, J. Wang (2007) [21]: En esta investigación, los autores realizaron un estudio para observar el comportamiento a fatiga por indentación sobre el cobre de policristalino bajo carga cíclica. Se utilizó un indentador plano cilíndrico. La carga de indentación mínima (P_{\min}) fue de 50 N para mantener el contacto entre el penetrador y los especímenes. El trabajo experimental destacó el comportamiento de la propagación de la profundidad de penetración, tales como la influencia de la sobrecarga y subcarga, Figura 1.14.

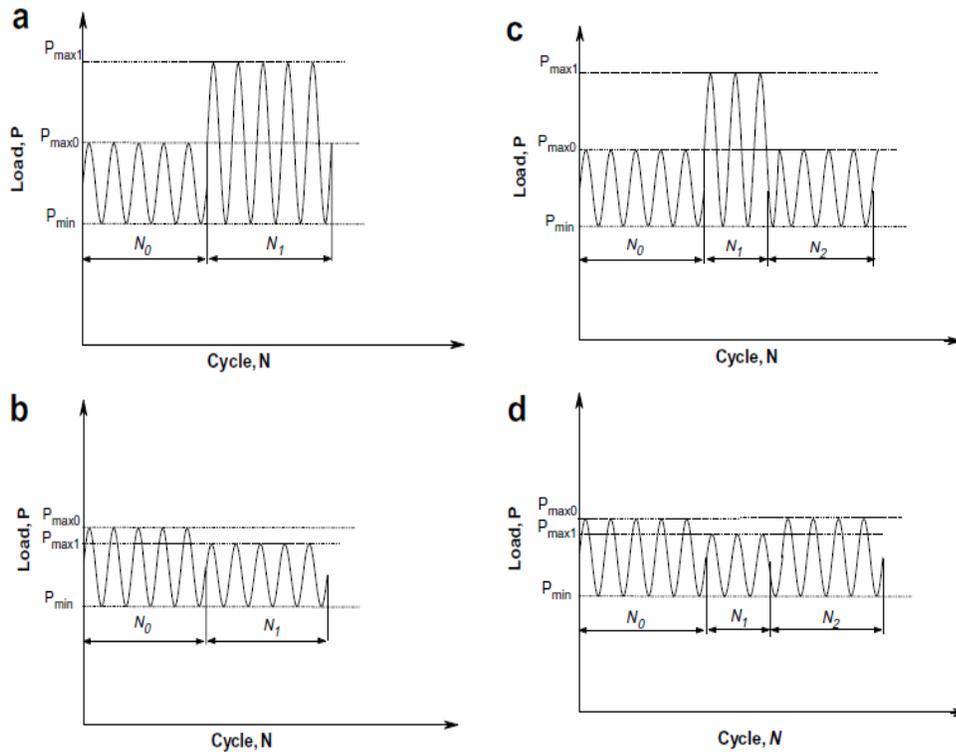


FIGURA 1.14 Espectros de carga de fatiga: (a) se consideran dos bloques de carga con un bajo-alto de carga; (b) se consideran dos cuadros de carga con una secuencia de máximos y mínimos de carga; (c) bloque de carga normal interrumpido por la introducción de un bloque de sobrecarga; (d) la carga de bloque normal interrumpido por una baja de carga. P_{max0} y P_{min} son la carga máxima y la carga mínima en la carga de bloque normal, respectivamente. P_{max1} es la carga máxima del bloque de carga que se inserta en el bloque normal. N_0 y N_2 son la representación de la carga base aplicada y N_1 es el número de la carga secundaria [21].

Se demostró que un aumento en la carga máxima puede acelerar la propagación de la profundidad de indentación, mientras que una disminución en la carga máxima puede retardar la propagación de la profundidad de indentación, gracias las gráficas trabajadas (Figura 1.15 y Figura 1.16).

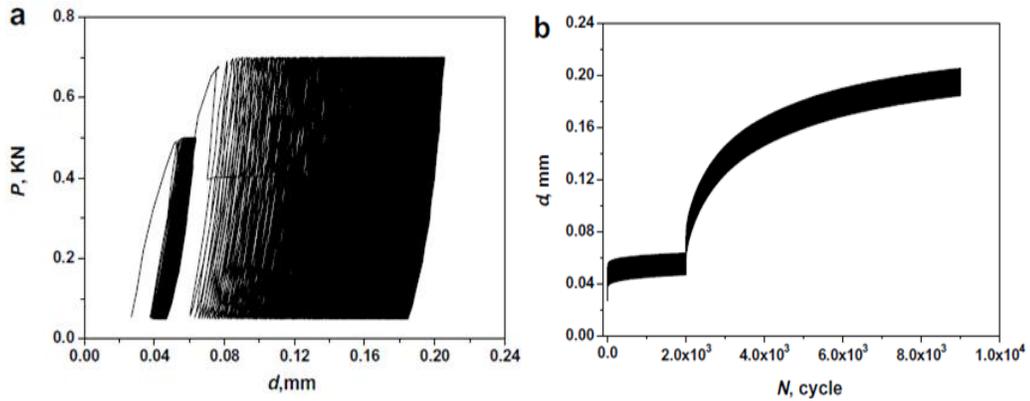


FIGURA 1.15 (a) Gráfica típica de Carga de profundidad por indentación. (b) Profundidad de penetración de indentación vs Número de ciclos. El bloque de carga está sometido a una sobrecarga (Figura 1.13 (a)). $P_{max0}=500$ N, $P_{max1}=700$ N, $N_0=2000$ ciclos, $N_1=7000$ ciclos [21].

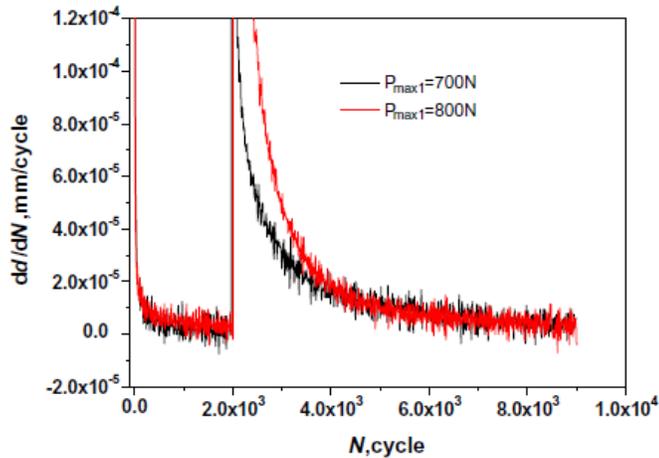


FIGURA 1.16 Profundidad de indentación por ciclo vs Número de ciclos (Figura 1.13 (a)). $P_{max0}=500$ N, $N_0=2000$ ciclos, $N_1=7000$ ciclos [21].

Otros experimentos mostraron que un aumento repentino en la carga máxima después de alcanzar un estado de equilibrio seguido de un ciclo en condiciones de carga normales también pueden retrasar la propagación profundidad de indentación, mientras que una disminución repentina de la carga máxima tuvo un efecto contrario.

Esos fenómenos experimentales implicaron que hubo algunas similitudes en el comportamiento de la propagación de la profundidad fatiga por indentación y la propagación de grietas por fatiga convencional. Los análisis de microscopía óptica (MO) y microscopía electrónica por barrido (SEM) se utilizaron para investigar las microestructuras de las secciones transversales de la indentación. Los resultados revelaron que la nucleación y la acumulación de cavidades para desarrollar grietas determinó ser el principal mecanismo de daño durante la fatiga indentada.

CAPÍTULO II

MARCO TEÓRICO

A continuación se darán a conocer los fundamentos teóricos que se consideran necesarios y que serán utilizados a lo largo de esta investigación.

2.1 DUREZA

La dureza medida por el ensayo de indentación consiste en medir la resistencia de un material cuando se opone a la penetración de un cuerpo (indentador) más duro que dicho material, bajo la acción de una carga dada. La elección del indentador, se hace de manera que su deformación, elástica o plástica, con relación a la del material a probar, sea insignificante. El contacto entre estos dos cuerpos da como resultado una modificación superficial del material ensayado [22].

La modificación superficial mencionada anteriormente, no sólo depende de las características intrínsecas del material, sino también de la geometría del indentador y de las condiciones (tiempo y potencia) de aplicación de la carga. De esto se concluye, que la dureza es en realidad una propiedad compleja que no se puede relacionar directamente con otras propiedades mecánicas. De esta manera, el propósito principal de la medida de dureza, es comparar materiales o determinar si el efecto de un tratamiento térmico o mecánico es adecuado para un uso específico.

Sin embargo, en esta investigación se medirá la dureza para observar su comportamiento en el material Aluminio 6082-T6, sometido a fatiga por microindentación instrumentada.

Generalmente, las técnicas de medida se podrían clasificar en cuatro categorías según el modo de aplicación del indentador [23]. Entre ellas se tiene:

- a) La Dureza por Ralladura: esta es la resistencia que opone un material a ser rayado. Este tipo de prueba dio lugar a la primera escala de dureza propuesta por Mohs (1825). En este grupo, se puede mencionar:
- Dureza Mohs (mineralogía).
 - Dureza a la lima
 - Dureza Martens.
 - Dureza Turner.
- b) Dureza por Rebote O Shore: esta medida se caracteriza por la capacidad del material a restituir la energía recibida por el impacto de una esfera o bola. Estas pruebas se utilizan esencialmente en materiales polimerados.
- c) Dureza por Penetración: esta es la resistencia que opone un material a la penetración de otro cuerpo de mayor dureza. Estos tipos de pruebas son las más numerosas y las más extendidas. Se diferencian por la forma geométrica del indentador. La dureza se calcula por la relación entre fuerza aplicada y la superficie representativa de la zona indentada.

Entre los diferentes tipos de ensayos por penetración, se tiene:

- Dureza Brinell.
- Dureza Rockwell.
- Dureza Vickers.
- Dureza Knoop.
- Dureza Berkovich.

Las pruebas por penetración, casi siempre llamadas “pruebas de indentación” son el motivo principal del presente estudio. Estas pruebas permiten obtener, además de la dureza, información con respecto a las propiedades mecánicas del material como, por ejemplo, la tenacidad.

2.2 TIPOS DE ENSAYOS DE DUREZA

2.2.1 Ensayo Brinell (Indentador esférico)

En la actualidad existen diferentes métodos de ensayo de indentación, cada uno distinto del otro por su geometría del indentador, entre los cuales podemos mencionar el ensayo de dureza Brinell, cuyo indentador es una esfera de acero templado, de carburo tungsteno o diamante al cual se le aplica una carga sobre un material, y posteriormente se mide el tamaño de huella [22], como se observa en la Figura 2.1.

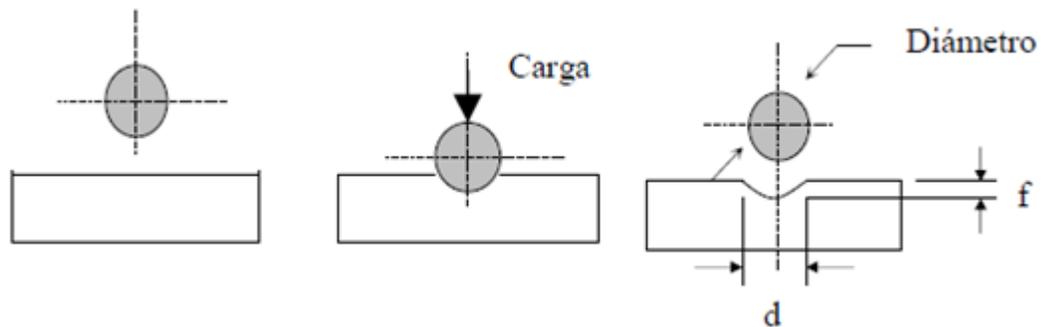


FIGURA 2.1 Esquema de la indentación Brinell [24].

El valor de dureza Brinell (HB) es la razón de la fuerza aplicada en kilogramos sobre el área en milímetros cuadrados de la impresión, y se calcula mediante la siguiente fórmula:

$$HB = \frac{2P}{\pi \cdot D \cdot (D - \sqrt{D^2 - d^2})}$$

Donde:

P = fuerza o carga aplicada en kgf.

D = diámetro de la bola del indentador en mm.

d = diámetro de la impresión en mm.

2.2.2 Ensayo Rockwell (Indentador Cónico)

El indentador es un diamante en forma de cono con un ángulo de 120° en el vértice. La profundidad de la huella se determina según la diferencia entre las posiciones de la punta del indentador, desde la precarga hasta llegar a la carga máxima. La Figura 2.9 esquematiza el principio de la prueba [23].

La prueba Rockwell C consiste en aplicar una carga de 100 N, de modo que el cono penetra una profundidad (h_1). Luego se le aplicará una fuerza de $100 \text{ N} + P$, con $P=1400 \text{ N}$, con una duración de 3 a 8 segundos. El cono se hunde hasta una profundidad (h_2). Al retirarse la carga, debido a la recuperación elástica del material, el cono queda a una profundidad (h_3) menor que (h_2). La profundidad remanente ($h_3 - h_1$) permite calcular la dureza Rockwell C (HRC) según la siguiente ecuación:

$$HRC = (100 - (h_3 - h_1)) \cdot 500$$

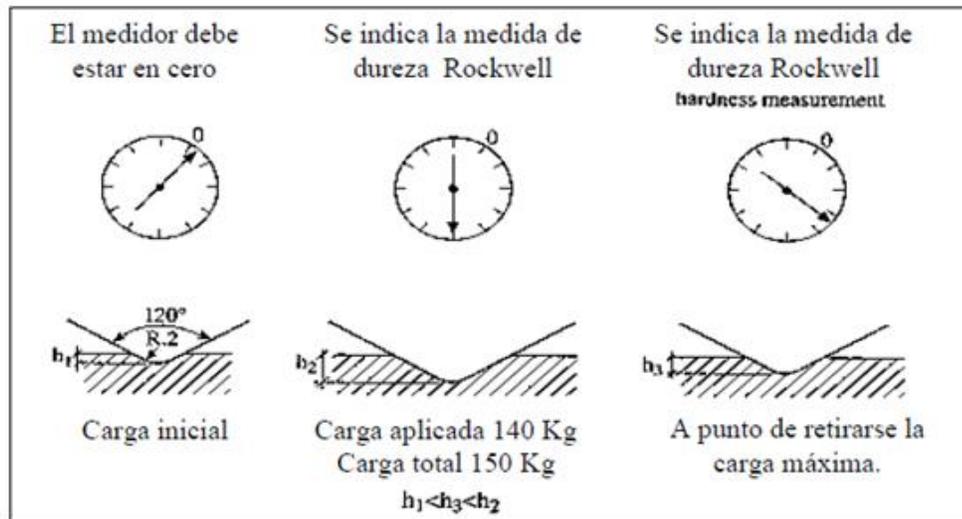


FIGURA 2.2 Esquema de la indentación Rockwell C [24].

La mayor ventaja de la prueba Rockwell es que el valor de dureza se puede leer directamente en un medidor graduado, en el durómetro correspondiente.

2.2.3 Ensayo Vickers (Indentador Piramidal)

En esta prueba, el objeto penetrante es un marcador piramidal de diamante de base cuadrada con un ángulo incluido de 136° entre las caras triangulares opuestas y entre las líneas opuestas es de 148° (Figura 2.3). El intervalo de carga está generalmente entre 1 y 120 kg. El principio de funcionamiento es el mismo que en el ensayo de dureza Brinell, con la diferencia que la huella residual que queda en la superficie como impresión es cuadrada. El valor de dureza Vickers se expresa en términos de carga aplicada y el área de la impresión [22].

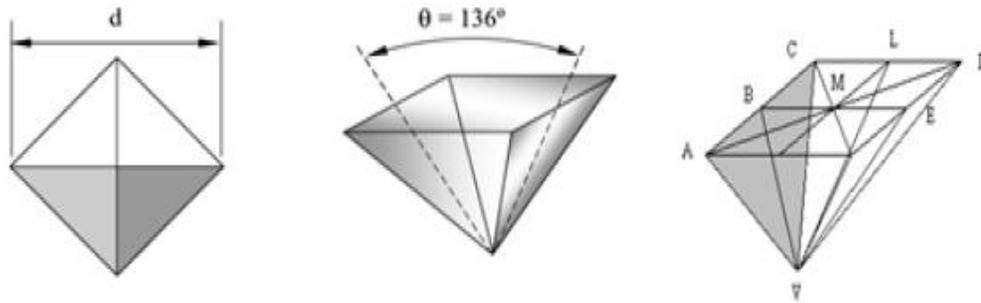


FIGURA 2.3 Esquema representativo del ensayo Vickers [24].

El área de la impresión dejada por la pirámide sobre el material se representa por cuatro veces el área del triángulo (ACV) coloreada en gris en la Figura 2.3.

La longitud de la diagonal es medida de un microscopio equipado con un micrómetro ocular que contiene fillos móviles. La distancia entre los fillos se indica en un contador calibrado en milésimas de milímetros. En la práctica, el valor de la diagonal se obtiene a partir del promedio de las medidas de las dos diagonales dejadas como impresión por el indentador.

Por lo general, hay tablas para convertir la diagonal medida al valor de dureza piramidal Vickers o también se puede calcular por medio de la fórmula:

$$HV = \frac{P}{\frac{d^2}{2} \cdot \sin\left(\frac{136^\circ}{2}\right)} = 1,854 \frac{P}{d^2}$$

Donde:

P: la carga aplicada en kgf.

d: longitud de la diagonal del cuadrado de la impresión en mm.

La dureza Vickers (HV) puede ser expresada en kgf/mm² si la carga P se da en gf y la diagonal de la huella d en μm. A veces, la cantidad de dureza se expresa en GPa. En este caso, la carga P se expresa en Newtons (N) mientras que la diagonal permanece igual.

2.2.4 Ensayo Knoop (Indentador Piramidal)

El indentor Knoop es similar al indentor Vickers, excepto que la pirámide de diamante tiene diagonales de longitud desigual, resultando en una impresión que tiene una diagonal con una longitud siete veces la diagonal más corta. Los ángulos para las caras opuestas del indentor Knoop son 172,5° y 130°, (ver Figura 2.4). El hecho de que una diagonal sea mayor facilita la visualización al microscopio y la medida del tamaño de la impresión. El indentor Knoop es particularmente útil para el estudio de materiales altamente frágiles debido a que permite visualizar una profundidad de penetración más pequeña y por tanto una carga de indentador inferior [22]. La dureza Knoop se calcula:

$$HK = \frac{2P}{d^2 \left(\cot \frac{172,5}{2} \tan \frac{120}{2} \right)} = 14,229 \frac{P}{d^2}$$

Donde:

P: es la fuerza (ó carga) aplicada en kgf.

d: es la longitud de la diagonal mayor de la huella [mm] (Figura 2.4).

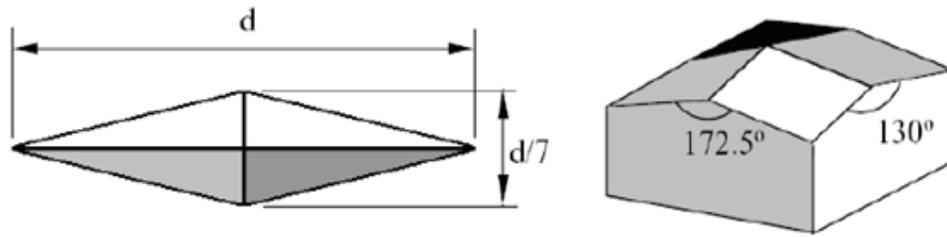


FIGURA 2.4 Geometría del indentador Knoop [24].

2.2.5 Ensayo Berkovitch (Indentador Piramidal)

El indentador Berkovitch es un diamante en forma piramidal de base triangular. Como ejemplo, la Figura 2.5 muestra una huella Berkovitch y las deformaciones remanentes después de la prueba.

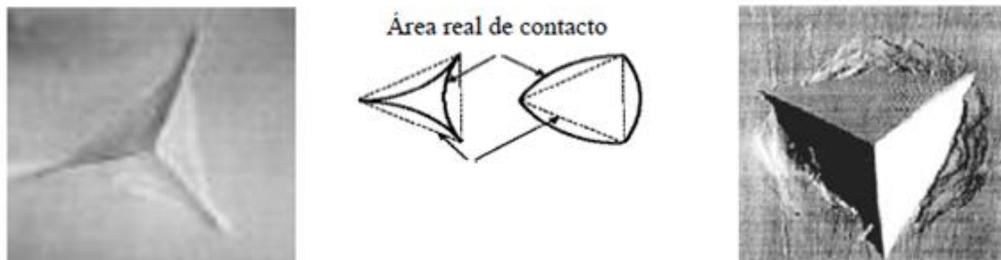


FIGURA 2.5 huellas piramidales Berkovitch con base triangular [24].

El ángulo entre una línea y la cara opuesta es de $63,3^\circ$. El valor de dureza se obtiene de la relación entre la carga y la profundidad de la huella (d) [23], según:

$$H = \frac{P}{(4,95 \cdot d^2)}$$

2.2.6 Síntesis

Se pueden hacer comparaciones entre los diferentes tipos de ensayos, en la Tabla 2.1 se muestran las definiciones y valores de dureza según las principales

pruebas por penetración. Se ha de resaltar, que para las diferentes pruebas, existen discrepancias en los valores de dureza, es decir, la prueba de dureza no está estandarizada. Por otro lado, la Tabla 2.1 muestra los ensayos de dureza realizados con indentadores propios de las pruebas de microdureza y/o macrodureza.

TABLA 2.1 Comparación de los tipos de indentadores [23].

Tipo de Indentador	Vickers	Brinell	Knoop	Berkovitch	Rockwell C
Material	Diamante	Tungsteno	Diamante	Diamante	Diamante
Geometría del Indentador	Pirámide con base cuadrada Angulo de 136°	Pelota de diámetro D	Pirámide con base romboide de ángulo 172,30 y 130	Pirámide con base triangular de ángulo entre lados 63,3	Cono de ángulo 120°
Parámetro Geométrico de Medida	d :diagonal de la huella	d :diagonal de la Huella	L :longitud de la diagonal más grande de la huella	d : profundidad de la huella	e : desplazamiento de cono durante la indentación
Cantidad de Dureza	$HV = \frac{1854,5 \cdot P}{d^2}$	$HB = \frac{2P}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})}$	$HK = \frac{14,228 \cdot P}{L^2}$	$H = \frac{P}{(4,95 \cdot d)^2}$	$HRC = 100 - e$
Unidades	P en gf, d en μm HV en Kgf/mm ²	P en Kgf, d y D en mm, HB en Kgf/mm ²	L en mm, P en Kgf, HK en Kgf/mm ²	P en mN, d en nm, H en GPa.	e = 0,002mm
Escala de Cargas	Microdureza Macro dureza	Macro dureza	Microdureza Macro dureza	Nanodureza	Macro dureza

2.3 ENSAYO DE INDENTACIÓN

El ensayo de indentación consiste en presionar un indentador (de geometría determinada), sobre la superficie de una muestra, (que está en reposo sobre una plataforma rígida), durante un período de tiempo, bajo la acción de una carga estática determinada. Cuando la fuerza aplicada sobre la superficie de la muestra corresponde a una carga crítica, el material sufrirá una deformación plástica, dejando una impresión (huella) sobre el material luego de retirado el indentador. De igual forma, existe una cierta cantidad de recuperación elástica en la dirección opuesta a la dirección de la carga. Dado que la recuperación elástica no es total, se encuentran tensiones residuales debajo de la huella. El valor de la dureza se calcula a partir de la cantidad de deformación permanente observada en el material.

La indentación instrumentada es ampliamente utilizada para medir las propiedades mecánicas de las estructuras materiales en varias escalas nanoscópicas, microscópicas y macroscópicas [25-27]. Surge su popularidad, ya que es fácil de llevar a cabo, sólo una preparación menor (si los hay) del material ensayado que se necesita, y las pruebas son inherentemente simples, rápidas y precisas. Las pruebas pueden llevarse a cabo a diferentes temperaturas de trabajo y en una gama de entornos, y mediciones cercanas a las condiciones in situ son posibles gracias a las pequeñas penetraciones necesarias en la mayoría de los casos. Por lo tanto, se trata de una técnica de prueba alternativa muy atractiva para pequeñas estructuras del material [28-30].

En la práctica, se puede constatar que la dureza medida varía en función de la carga aplicada. Se distinguen generalmente cuatro campos de medida de dureza: nanodureza, microdureza, dureza bajo reducción de carga y macrodureza. Los límites de estos campos son determinados según el tipo de la curva de dureza en función de la carga de indentación. Estos no son definidos de manera muy precisa. Sin embargo, se le puede dar un orden de tamaño, como se puede observar en la Figura 2.6, que representa la variación de la dureza en función de la gama de cargas.

Se puede notar que, según el rango de cargas, la dureza depende o no de la carga de indentación. Siendo así se pueden proponer tres grandes regiones:

- Macro dureza: en la cual, la cantidad de dureza no varía con la carga.
- Micro dureza: al reducir la carga, el valor de dureza aumenta.
- Nanodureza: correspondiente a las más pequeñas cargas de indentación, el valor de dureza puede crecer o decrecer según sea el caso.

La variación de la dureza, que corresponde a menudo a un aumento en el valor de la carga de indentación, es un fenómeno ampliamente descrito en la literatura. Este fenómeno es llamado en el idioma inglés como Indentation Size Effect (ISE) o Efecto de Tamaño de la Huella. De hecho se sabe que, la sola cantidad de dureza no es suficiente para caracterizar a un material. El problema se presenta sobre todo cuando se comparan los valores de dureza de los diferentes tipos de ensayos.

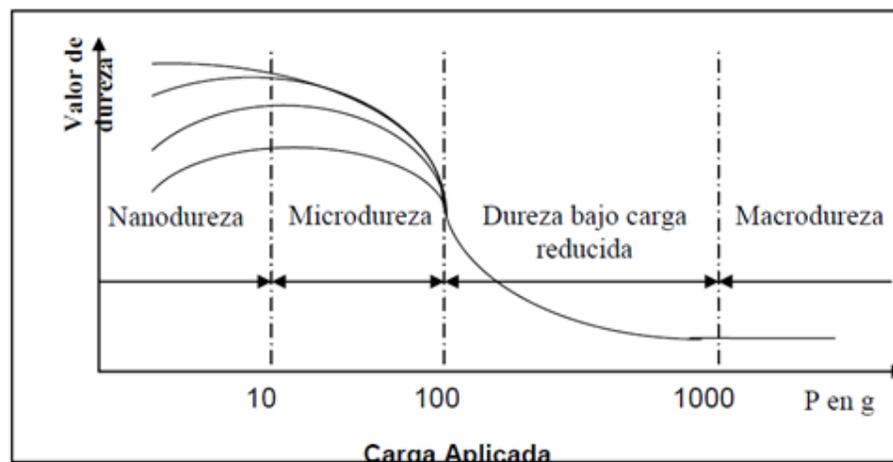


FIGURA 2.6 Variación de cantidad de dureza en función a la carga aplicada [22].

Partiendo de estos rangos de fuerza o carga aplicada, y como se observó anteriormente, se puede clasificar los diferentes tipos de ensayos de indentación de la siguiente forma: los ensayos Rockwell pertenecen a la escala macro. El ensayo

Vickers, Knoop y Brinell, pueden usarse tanto en rangos micro como macro. Para la escala nano se realizan pruebas de indentación dinámica. Cabe destacar que todos los ensayos mencionados (Rockwell, Knoop, Vickers, y Brinell) corresponden a indentación estática.

2.3.1 Factores que influyen en la exactitud de los ensayos de indentación

- a) Condición del marcador de muescas: El achatamiento de la bola de acero de un marcador producirá errores en el valor de dureza, en cuyo caso, la bola debe ser revisada frecuentemente para detectar cualquier deformación permanente y debe descartarse cuando ocurra tal deformación. Los marcadores de diamante deben revisarse en busca de cualquier señal de astillado.
- b) Exactitud de la carga o esfuerzo aplicado: el probador debe aplicar cargas dentro del intervalo establecido con errores mínimos. Las cargas mayores a la cantidad recomendada no deben utilizarse para obtener así pruebas exactas.
- c) Cargas o esfuerzos aplicados con impacto: además de producir lecturas de dureza inexactas, el impacto a la carga puede dañar los marcadores de diamante.
- d) Condición de la superficie de la muestra: la superficie de la muestra sobre la cual se va a tomar la lectura de dureza debe ser plana y representativa del material en buen estado. Cualquier orificio, costra o grasa debe eliminarse por esmerilado o pulido.
- e) Espesor de la muestra: la muestra debe ser suficientemente gruesa de modo que no aparezca alguna protuberancia sobre la superficie opuesta a la de la impresión. El espesor de la muestra recomendado es de por lo menos diez veces la profundidad de la impresión.

- f) Forma de la muestra: se logra mayor exactitud cuando la superficie a prueba es plana y perpendicular al eje vertical del indentador. Una muestra larga debe sujetarse de tal forma que no se ladee.
- g) Localización de las impresiones: las impresiones deben estar al menos a $2\frac{1}{2}$ diámetros de distancia del borde de la muestra y separadas al menos 5 diámetros cuando se utilicen bolas para la prueba de dureza.
- h) Uniformidad del material: si hay variaciones estructurales y químicas en el material, a mayor área de impresión más exacta será la lectura de dureza promedio. Para obtener una dureza promedio verdadera para el material, es necesario tomar muchas lecturas, si el área de impresión es pequeña.

2.4 FATIGA

En Ingeniería, a pesar de que existen varias definiciones, la fatiga es la condición por la cual un material se agrieta o falla como resultado de un número suficiente de esfuerzos y deformaciones cíclicos. Según la ASM [31], el término fatiga se define como: “El cambio estructural permanente localizado, el cual ocurre en materiales sujetos a condiciones que producen fluctuaciones de esfuerzo y deformaciones sobre algún punto o puntos y que producen grietas o fractura completa después de una cantidad suficiente de fluctuaciones”. Donde el desarrollo de grietas presenta tres etapas características: la primera es la nucleación o inicio del agrietamiento, luego viene la propagación de la grieta y por último la fractura rápida [32].

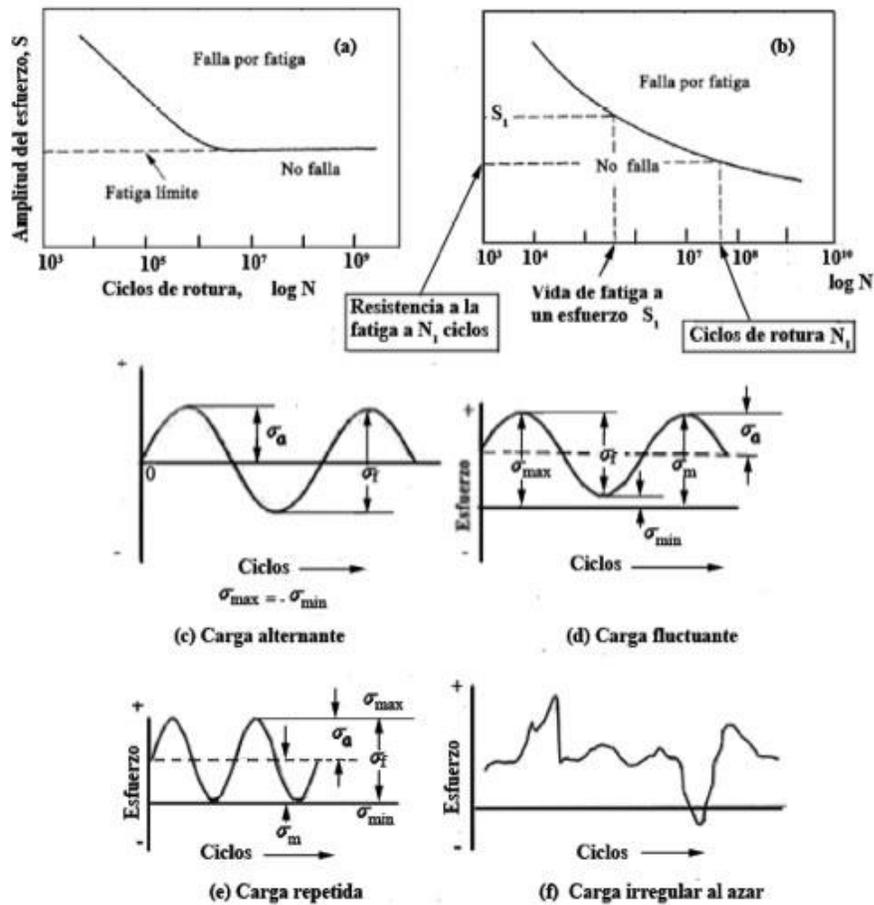
El fenómeno de fatiga es considerado responsable de aproximadamente el 90% de las fallas por rotura de uniones soldadas y precede muchas veces a la fractura rápida [33]. Las fallas por fatiga son causadas por la acción simultánea de esfuerzos cíclicos, esfuerzos de tracción y deformación plástica resultante en la punta de la grieta [31]. Si uno de estos no está presente, las grietas por fatiga no se iniciarán y propagarán. Las grietas por fatiga normalmente resultan de esfuerzos cíclicos, que

son menores al punto de fluencia del material (sin embargo, existen casos como en fatiga de bajos ciclos, en donde los esfuerzos pueden ser superiores al punto de fluencia).

Los materiales utilizados habitualmente en Ingeniería, contienen defectos estructurales inherentes al material y proceso de fabricación, en estos se encuentran regiones concentradoras de esfuerzos que intensifican la deformación alrededor de estas fallas, motivo por el cual son sitios con mayor tendencia para que las grietas por fatiga se inicien y propaguen [31, 32].

2.4.1 Esfuerzos cíclicos en fatiga

El comportamiento de la fatiga de los materiales puede ser estudiado mediante varios ensayos de laboratorio. Estos comienzan sometiendo la probeta a esfuerzos cíclicos con una amplitud de los esfuerzos máximos relativamente alta, generalmente con dos tercios del esfuerzo de tracción (determinado mediante ensayo de tracción), contándose el número de ciclos necesarios para la fractura de la probeta. Este procedimiento se repite en otras probetas disminuyendo progresivamente la amplitud de las tensiones máximas. Se grafican los datos del esfuerzo “S” versus el logaritmo del número de ciclos a la rotura “N” para cada una de las probetas que se rompen y para las probetas que no lo hacen en las mismas condiciones de experimentación, como se muestra esquemáticamente en las Figuras 2.7 (a) y 2.7 (b).



(a) Materiales que muestran un límite de fatiga. (b) Materiales que no muestran un límite de fatiga. (c), (d), (e) y (f) cargas dinámicas usadas en los ensayos de fatiga.

FIGURA 2.7 Comportamiento de los materiales a la fatiga y algunas cargas dinámicas más comunes usadas en los ensayos de fatiga [34].

Estas curvas S-N (llamadas de Wöhler) muestran los esfuerzos máximos y el menor número de ciclos que un material puede soportar antes de fracturarse. La Figura 2.7 (a) se obtiene en aleaciones donde para un valor determinado de N la curva es horizontal, este valor se denomina límite de fatiga, debajo del cual la fractura por fatiga no ocurre. Este límite de fatiga representa el mayor valor de tensiones cíclicas que no causará fractura, para un número infinito de ciclos, teóricamente hablando. Para muchos aceros los límites de fatiga están entre el 35% y 60% del esfuerzo de

fluencia [34, 35]. La mayoría de las aleaciones no ferrosas, como el aluminio, cobre y el magnesio no presentan un límite de fatiga, la curva S-N continúa su comportamiento descendente a valores elevados de N en forma análoga a la Figura 2.7 (b). Como no hay un límite de fatiga, la fractura se producirá a cualquier valor de la magnitud de los esfuerzos. Para estos materiales como norma, se especifica un nivel de tensiones arbitrario.

Las cargas dinámicas aplicadas pueden ser axiales (tensión-compresión), de flexión, torsión o combinaciones de ellas. En general las más usadas son las mostradas en las Figuras 2.7 (c) a la 2.7 (f).

En las cargas alternantes tenemos los ciclos de inversión completa o alterna del esfuerzo (Figura 2.7 (c)) de forma sinusoidal. En donde el esfuerzo de tracción se considera positivo y el de compresión negativo y la variación de esfuerzo sigue el comportamiento de una curva sinusoidal (encontrándose casos en los cuales la variación del esfuerzo con el tiempo sigue un comportamiento triangular, cuadrado, trapezoidal y/o combinaciones entre ellos). En este caso el esfuerzo máximo se considera igual al esfuerzo mínimo pero de magnitudes contrarias por lo que el esfuerzo medio es igual a cero.

El siguiente caso considerado es el de ciclos de esfuerzos repetidos (Figura 2.7 (d)); en donde el esfuerzo máximo y mínimo son positivos o de signos opuestos lo que quiere decir que son simétricos con respecto al esfuerzo medio similares a otro tipo llamado ciclo de carga repetida se ilustra en la Figura 2.7 (d) donde el máximo y mínimo son asimétricos con respecto al nivel de tensión cero.

Para finalizar tenemos el ciclo de carga irregular y al azar o también llamado ciclo de esfuerzos complejos como en la Figura 2.7 (f). La Figura 2.7 (d) muestra los parámetros más usados en los ensayos para caracterizar los ciclos de cargas dinámicas, los cuales se definen a continuación:

$$\text{Intervalo de tensiones: } \sigma_r = \sigma_{\text{máx}} - \sigma_{\text{mín}}$$

$$\text{Esfuerzo medio: } \sigma_m = \frac{(\sigma_{\text{máx}} + \sigma_{\text{mín}})}{2}$$

$$\text{Amplitud del esfuerzo: } \sigma_a = S = \frac{\sigma_r}{2}$$

$$\text{Relación o razón de fatiga: } R = \frac{\sigma_{\text{mín}}}{\sigma_{\text{máx}}}$$

De tal manera que se pueden definir tres condiciones según ASM [36]:

-1 < R < 0 Ciclo parcialmente invertido

R=0 Ciclaje correspondiente a un esfuerzo mínimo igual a cero

R < 1 Ciclaje entre dos esfuerzos de tensión

La vida de fatiga o el número total de ciclos N_f , se puede considerar como la suma de los ciclos requeridos para la iniciación N_i más los ciclos necesarios para la propagación N_p . La contribución de la etapa final es insignificante ya que se produce muy rápidamente. Las contribuciones relativas de N_i y N_p dependen del material y de las condiciones del ensayo. A niveles bajos de esfuerzos que están asociados con fatiga de altos ciclos, una gran fracción de la vida de fatiga se utiliza en la iniciación de la grieta. Cuando se aumentan los niveles de esfuerzos, N_i disminuye y las fisuras se forman rápidamente. Para fatiga de bajos ciclos (esfuerzos altos) N_p predomina.

2.4.2 Curva de Wöhler o Curva S-N (Esfuerzo-Número de Ciclos)

La representación de curvas de Wöhler son importantes en el análisis de pruebas de fatiga. August Wöhler introdujo las curvas S-N (Tensión-Número de ciclos) que llevan su nombre para describir la relación entre la amplitud de las tensiones cíclicas y el número de ciclos para su ruptura. Al ver una curva típica de estas se apreciará que el número de ciclos que dura una probeta antes de fallar aumenta al disminuir el esfuerzo.

La Figura 2.8 [37] muestra una curva de Wöhler de varias aleaciones desarrollada en una máquina de flexión rotativa. Mientras no se indique otra cosa, N_f

es el número de ciclos necesarios para producir la fractura completa de la probeta, es la suma del número de ciclos que hacen falta para que se inicie una grieta y el de los que transcurren durante la propagación de la grieta hasta la fractura total; por lo general no suele hacerse distinción entre estos dos sumandos. Para algunos materiales como el acero y el titanio, la curva de Wöhler presenta un tramo horizontal a un esfuerzo límite determinado conocido como límite de fatiga o “Endurance Limit”, por debajo del cual se presume que el material durará un número indefinido de ciclos sin fracturarse. Para determinar una curva de Wöhler se ensaya inicialmente una probeta a un esfuerzo elevado, por ejemplo a dos tercios de la resistencia a la tracción estática del material, progresivamente se va disminuyendo tal esfuerzo en cada ensayo siguiente hasta llegar a un punto en el cual una o dos no fracturen. El límite de fatiga se tomará como el esfuerzo máximo en el que una probeta no fracture, después de un número indefinido de ciclos.

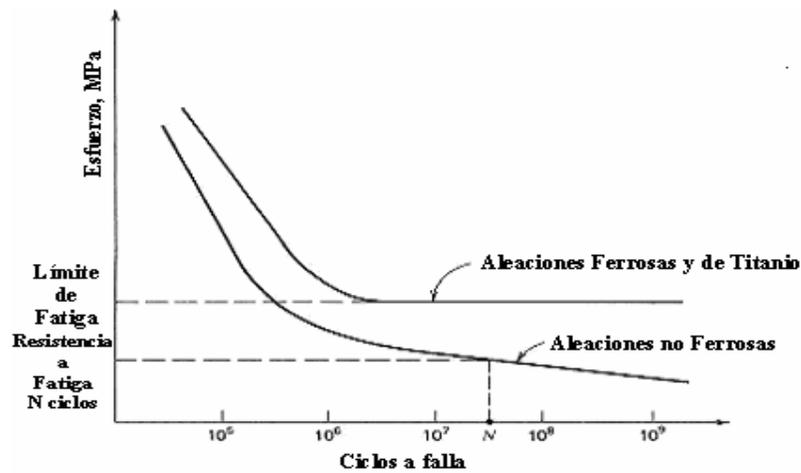


FIGURA 2.8 Curvas de Wöhler de distintas aleaciones sometidas a cargas axiales de amplitud constante [37].

El diagrama de Wöhler relativo a aceros al carbono desciende rápidamente para un bajo número de ciclos y luego forma una curva que tiende a ser paralela al eje de las abscisas, después de 20 o 30 millones de ciclos, y se toma como límite de fatiga. En cambio para materiales no férricos, aleaciones ligeras, bronce o latones, la

curva es asintótica al eje de las abscisas, por lo cual dichos materiales poseen un límite de fatiga muy bajo y para determinarlos habría que prolongar el ensayo hasta más allá de 100 millones de ciclos.

En el diagrama S-N existen dos zonas delimitadas para el número de ciclos. Entre 10^0 y 10^3 se encuentra la zona para ciclos bajos, donde los esfuerzos se encuentran entre el S_{ut} y el S_e del material. La zona de ciclos altos o fatiga de alto ciclaje se encuentra para un número de ciclos mayor a 10^3 , donde los esfuerzos se localizan por debajo del S_e del material. También se puede identificar una región de duración finita y una región de duración infinita, como se ve representado en la Figura 2.9 [38].

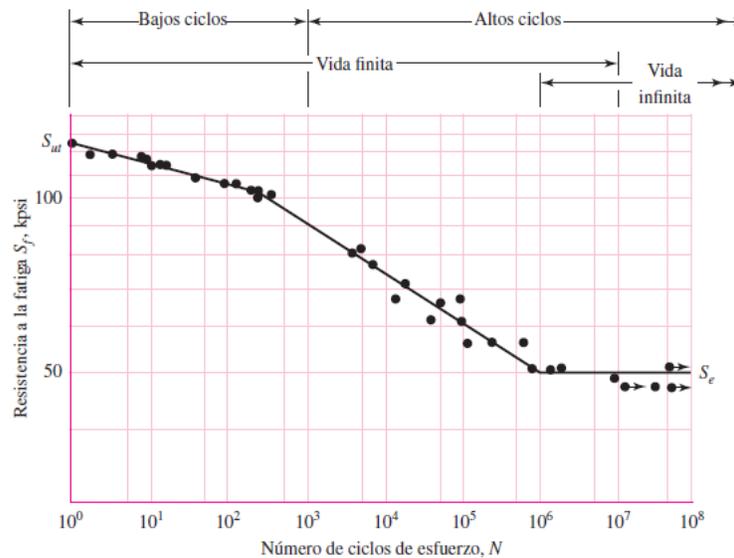


FIGURA 2.9: Diagrama S-N que se graficó a partir de los resultados de ensayos a la fatiga axial completamente invertidos. Material: acero UNS G41300, normalizado; $S_{ut}=116$ kpsi; S_{ut} máxima=125 kpsi. (Datos de NACA Tech. Nota 3866, diciembre de 1966.) [38].

2.4.3 Resistencia a la fatiga en la zona de bajo ciclaje

Se observó anteriormente que la fatiga a bajo ciclaje corresponde a valores de ciclos entre 10^0 y 10^3 . Muchas veces para el diseño de piezas mecánicas en las cuales los ciclos de carga están en la zona de bajo ciclaje como los pernos de bisagras de puertas, no se toma en cuenta las condiciones de fatiga del material, empleándose solo consideraciones estáticas. Para tener en cuenta estos efectos se suele emplear la evidencia experimental basada en la relación entre la resistencia al límite de la fatiga y la resistencia a la ruptura del material.

Como se mencionó anteriormente, la fatiga en ciclos altos corresponde a valores de superiores a 10^3 ciclos de esfuerzos y la mayoría de las piezas y máquinas que se diseñan operan en esta zona. En muchos casos la posibilidad de fluencia gobernará las decisiones del diseño en el extremo inferior de esta región, no obstante, se debe tener en cuenta la posibilidad de falla por fatiga.

2.5 DAÑO ACUMULADO

El “Daño acumulado por fatiga” o simplemente conocido como “Daño acumulado” es el deterioro de los materiales bajo diferentes condiciones de aplicación de cargas. Se sabe que el estudio convencional de la fatiga se realiza sometiendo a especímenes a ensayos a una amplitud de esfuerzo constante. Sin embargo, en una gran variedad de condiciones de servicio los componentes o piezas están sometidos a historiales de esfuerzo en donde las cargas no poseen una amplitud constante, es decir el daño progresivo del material se produce a diferentes niveles de esfuerzos cíclicos cada uno de los cuales produce un daño sobre el material. El problema que representa el estudio del comportamiento de los materiales bajo condiciones de daño acumulado ha sido extensamente estudiado, aun que, no resuelto por completo.

Palgrem [39], hasta ahora, ha sido el único en crear una teoría universalmente aceptada como la de mayor contribución, ésta es, el modelo de “Daño Lineal” (RDL) propuesta en 1924 durante su estadía en la compañía sueca SKF, como una

contribución a la industria de rodamientos de bola. Por último Miner [40], de la compañía Douglas Aircraft, en 1945, logró mejorar los trabajos anteriores realizando un desarrollo matemático de esta teoría:

$$D = \sum \left(\frac{n_i}{N_i} \right) = \sum r_i \quad \text{Ec.2.1}$$

Donde de “D” es la fracción de daño, “n_i” y “N_i” son el número de ciclos aplicados y el número de ciclos a falla para una amplitud de esfuerzo constante respectivamente. Además, Miner [40] postuló que el fallo se produce cuando el valor de D alcanza la unidad, [41]. Este trabajo estimuló el interés por el estudio y el tratamiento del daño acumulado, tanto que gracias a esto han sido presentadas numerosas teorías y modelos en la búsqueda de predecir el comportamiento de los materiales al daño acumulado.

A pesar de la gran cantidad de teorías y modelos desarrollados en los últimos años para tratar el problema del daño acumulado, ningún modelo ha logrado dar una respuesta de mayor simplicidad y aplicabilidad en condiciones de servicio que el modelo de Miner [40], razón por la cual a pesar de su conocida falta de exactitud bajo diversas condiciones de servicio, sigue siendo aún el más utilizado a nivel industrial para el tratamiento del problema de componentes cuya solicitud de esfuerzos en servicio implique daño acumulado por fatiga.

2.5.1 Daño Acumulado por Fatiga

El análisis del daño acumulado por fatiga puede ser simple, basado en esfuerzos nominales y con la suposición de que el daño es lineal con el número de ciclos. En ensayos con ciclos de carga uniforme, los efectos acumulados de todos los ciclos eventualmente pueden producir falla por fatiga (a menos que la carga este por debajo del límite de fatiga). Los procesos de fatiga pueden ser vistos de una u otra forma como una acumulación de daño en dirección de un máximo tolerable, o como un agotamiento de la vida (o ductilidad) inherente en el material [42].

Para analizar y predecir las consecuencias de cargas complejas, se da la primera discusión con el diagrama de vida esquematizado y simplificado según la Figura 2.10, a un esfuerzo constante de σ_1 , la vida es de 150 ciclos, y en σ_2 es de 300. Partiendo de A hasta B, o desde C a D la vida es gradualmente agotada. En los puntos A y C la vida disponible es del 100%, en cada nivel y en B y D la vida ha sido consumida. Si se asume una acumulación de daño lineal, cada ciclo contribuye con la misma suma en el nivel de esfuerzo dado. En σ_1 los ciclos van desde A hasta E y consumen un tercio de la vida en el proceso. Considerando que después de llegar a E el nivel de esfuerzo es cambiado a σ_2 . En los análisis de resultados de un paso tal, se puede asumir que un cierto porcentaje de vida consumida en uno de los niveles de esfuerzo, es equivalente al consumo del mismo porcentaje de vida en cualquier amplitud de esfuerzos diferentes. Este tercio de la vida en σ_1 es un tercio de la vida en σ_2 , en el paso desde el punto E a F en 100 ciclos. Puesto que sólo se ha consumido un tercio de la vida en σ_1 se esperan 2/3 disponibles a este nivel de esfuerzo y en el nivel de esfuerzo σ_2 se de la falla en el punto D, aunque dos niveles de esfuerzo distintos estén implicados. En la Figura 2.11 se puede apreciar un cambio de un nivel bajo hasta un nivel alto. Por ejemplo, 150 ciclos en σ_2 es el 50% de la vida. Pasando hacia σ_1 , significa que hemos comenzado a 75 ciclos, el cual está por la mitad de la vida en el nuevo nivel. Si el daño es acumulado linealmente, la fractura debe ocurrir en el punto B.

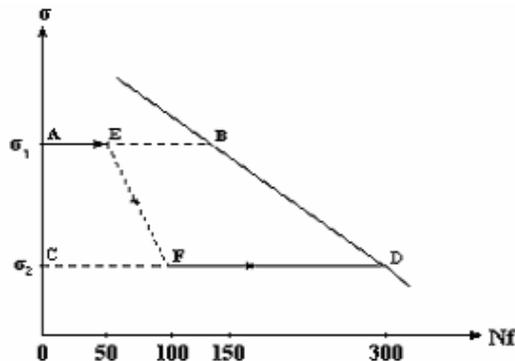


FIGURA 2.10 Acumulación de Daño en un paso de carga de alto a bajo [42].

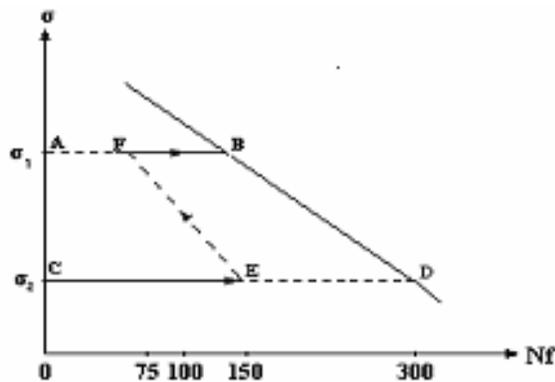


FIGURA 2.11 Acumulación de Daño en un paso de carga de bajo a alto [42].

2.6 ENSAYOS DE INDENTACIÓN INSTRUMENTADOS

La Indentación Instrumentada se ha convertido en una técnica ampliamente utilizada para determinar las propiedades mecánicas de materiales masivos y de recubrimientos delgados. El primer equipo de nanoindentación fue introducido a principios de los años 1980, permitiendo registrar los datos de carga de indentación vs profundidad de penetración de indentación durante el proceso de carga y descarga de la indentación tal y como lo ilustra la Figura 2.12 (b) [43].

Son numerosas las ventajas de los ensayos instrumentados de indentación, gracias a la información obtenida en este tipo de ensayos y a las técnicas que se han ido desarrollando para la caracterización de las distintas propiedades mecánicas. La técnica comúnmente utilizada, permite calcular los valores de dureza y los valores del módulo elástico. También, otros métodos han sido propuestos para determinar el esfuerzo de fluencia y el parámetro de endurecimiento por deformación de los materiales [43, 44]. Otra facilidad que ofrece la Indentación Instrumentada, es que no hay necesidad de observar la huella residual para la determinación de las propiedades mecánicas del material.

Doerner y Nix fueron en reconocer que la pendiente de la curva de descarga en la etapa inicial de descarga de la indentación, como lo muestra la Figura 2.12 (b), puede ser utilizada para determinar el módulo de Young de los materiales, tomando en cuenta los parámetros que se obtienen de los ensayos de indentación instrumentada [43]. Luego Oliver y Pharr modificaron el método para tomar en cuenta la recuperación elástica durante la descarga [44, 46]. Estas propiedades a menudo se requieren a fin de caracterizar nuevos materiales y recubrimientos que sus dimensiones son de difícil evaluación a través de ensayos convencionales de doblado, tracción o ultrasonido, pero que mediante las técnicas de indentación pueden ser establecidas al permitir estudiar el comportamiento de pequeños volúmenes de material sin considerar el efecto del substrato sobre la propiedad medida [45].

2.6.1 Tipos de Indentadores

Los ensayos de indentación instrumentada (EII), como se mencionó anteriormente, se pueden realizar con varios indentadores, utilizando materiales como el diamante, gracias a su alta dureza y módulo de elasticidad minimizando el error generado por la deformación plástica del indentador, también se utiliza el zafiro, carburo de tungsteno y otros. Los equipos utilizados para analizar los datos de los ensayos deben de tomar en cuenta los desplazamientos elásticos generados en los indentadores [45].

2.6.1.1 Indentadores Piramidales

El indentador más utilizado en los EII es del tipo Berkovich, pirámide de tres lados con la misma relación de profundidad-área que la pirámide de cuatro lados Vickers, comúnmente usada en los ensayos de microindentación, mostrando en algunos casos se modifica la relación de profundidad-área a bajas cargas [47].

2.6.1.2 Indentadores Esféricos

Los esfuerzos producidos en el contacto inicial son pequeños y producen solo deformaciones elásticas. A medida que el indentador penetra la superficie, ocurre una

transición desde la deformación elástica a la plástica, lo cual teóricamente puede ser usado para estudiar el endurecimiento por deformación, el esfuerzo de fluencia y además para describir la curva de esfuerzo-deformación uniaxial obtenida por los ensayos de tracción convencionales. Los EII con indentadores esféricos son más efectivos a medida que el diámetro es mayor [46].

2.6.2 Medición dinámica o continua de la rigidez

El módulo de elasticidad (E) y la dureza (H) de un material pueden obtenerse con mayor precisión a través de la medición de la rigidez de contacto (S). Este modo de operación del equipo se denomina medición continua de la rigidez (CSM) [45]. Este modo permite determinar la rigidez de contacto a lo largo de todo el ciclo de carga del experimento y no solamente en el punto de carga máxima de de indentación. Esto se logra superponiendo una pequeña carga oscilatoria la señal de carga primaria [48].

De esta manera, con la medición dinámica de la rigidez, se puede obtener la dureza y el módulo elástico del material como una función continua de la profundidad de penetración con un solo ensayo de indentación. La técnica es particularmente útil para recubrimientos delgados, donde los resultados de H y E pudieran verse afectados por la influencia del substrato en la determinación de dichas propiedades [45].

2.6.3 Parámetros del Ensayo de Indentación Instrumentada Empleados

La Fuerza o Carga Máxima de Indentación (F_m), la Profundidad Máxima de Indentación y otros parámetros son importantes para la realización del presente estudio, en la Tabla 2.2 se presentan los parámetros otorgados por la máquina (CSM), para el Método Martens y en la Tabla 2.3 para el Método Tangente, éstos fueron utilizados a lo largo de ésta investigación.

TABLA 2.2 *Parámetros de Indentación para el Método Martens [39].*

Parámetros de Indentación para el Método Martens			
Parámetro	Definición	Unidades	Descripción
Fm	Fuerza de Indentación o Carga Máxima de Indentación	[mN]	Es la carga máxima alcanzada por el indentador sobre la probeta en cada ciclo, dicha carga se expresa en unidades de fuerza Newton (mN).
hm	Profundidad Máxima de Indentación	[nm]	Es la indentación máxima alcanzada por el indentador sobre la probeta en cada ciclo, expresado en unidades de longitud, y por ser ensayos de microdureza en términos de nanómetros (nm).
Ap	Área proyectada de Indentación	[nm ²]	Es el área de contacto proyectada de la huella dejada por el indentador. Dicha área es medida en unidades de nanómetros al cuadrado (nm ²).
HM	Dureza Martens	[MPa]	Se define como la fuerza ensayada entre el área de contacto superficial de indentación del indentador más allá del punto cero de contacto, medido en megapascales (Mpa).

TABLA 2.3 *Parámetros de Indentación para el Método Tangente [49].*

Parámetros de Indentación para el Método Tangente			
Parámetro	Definición	Unidades	Descripción
Fm	Fuerza de Indentación o Carga Máxima de Indentación	[mN]	Es la carga máxima alcanzada por el indentador sobre la probeta en cada ciclo, dicha carga se expresa en unidades de fuerza Newton (mN).
hm	Profundidad Máxima de Indentación	[nm]	Es la indentación máxima alcanzada por el indentador sobre la probeta en cada ciclo, expresado en unidades de longitud, y por ser ensayos de microdureza en términos de nanómetros (nm).
Ap	Área proyectada de Indentación	[nm ²]	Es el área de contacto proyectada de la huella dejada por el indentador. Dicha área es medida en unidades de nanómetros al cuadrado (nm ²).
Hv	Dureza Vickers	[Vickers]	Es el valor de dureza medido por la maquina arrojado por el software como parámetro empleando los métodos Tangente y Oliver & Pharr, medido en Vickers.
S	Pendiente de la Curva de Descarga de Indentación (Rigidez)	[mN/nm]	Es el contacto de rigidez, que viene dada por la derivada del pico de carga, las unidades del parámetro se expresan en (mN/nm).

D. Chicot [50], en su estudio presenta un estudio con más detalle de todos los parámetros presentados en los ensayos de microindentación instrumentada, estableciendo un análisis para cada uno de ellos. En la Figura 2.12 Se puede observar en función de una indentación, los parámetros que son empleados en la investigación y que son arrojados por la máquina de ensayo, así mismo se presenta un gráfico de carga máxima contra profundidad de indentación.

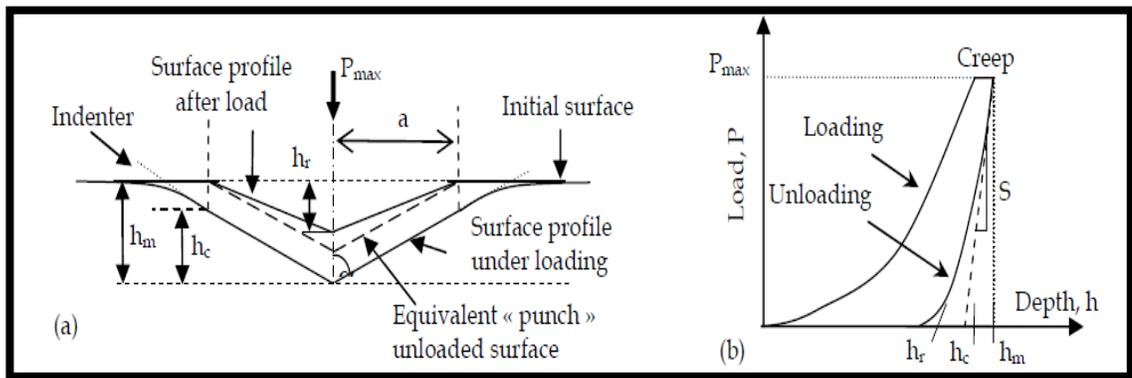


FIGURA 2.12 (a) la sección transversal esquemática de un guiñón cónico y profundidades de indentación (b) de la curva de carga-profundidad de indentación utilizados para calcular los números de dureza [50].

Donde:

- h_m : Máxima profundidad de indentación (alcanzado por el penetrador durante la indentación).
- h_r : Profundidad residual (obtenida después del retiro completo del indentador).
- h_c : Profundidad de contacto (teniendo en cuenta la deformación del indentador bajo la carga).
- S : Pendiente de la descarga que define la rigidez del material.
- P : Carga máxima.

2.7 Modelo de Thomas

De acuerdo al Modelo de Thomas [51], es posible determinar la dureza absoluta de un material (H_0) si se realizan un conjunto de ensayos de indentación instrumentada empleando diferentes cargas aplicadas a partir de las cuales se grafica el valor de dureza (H) obtenido contra el valor del inverso de la diagonal de las huellas residuales generadas (d^{-1}) o de manera equivalente al inverso de la profundidad de penetración de indentación (h^{-1}), es posible el ajuste de la siguiente ecuación:

$$H = H_0 + B / h \quad \text{Ec. 2.2}$$

Donde H_0 representa la dureza intrínseca del material y B es un parámetro que caracteriza el cambio en la presión ejercida con la carga aplicada.

La variación lineal entre la dureza instrumentada y el inverso de la profundidad de penetración de indentación permite determinar la pendiente de la recta, que representa el coeficiente B de la ecuación de Thomas, mientras que el punto de corte de la recta con el eje de las ordenadas establece la dureza intrínseca [45].

CAPÍTULO III

MARCO METODOLÓGICO

3.1 MATERIAL BASE

El material utilizado en el presente trabajo será la aleación de aluminio 6082-T6. Es una aleación de alta resistencia, la más alta de las aleaciones de la serie 6000. Entre sus principales características destacan unas buenas propiedades físicas junto a una buena resistencia a la corrosión. Es una de las aleaciones tratadas térmicamente más utilizadas y la principal aleación estructural para aplicaciones soldadas y no soldadas.

Este material se encuentra disponible en diversas formas: extrusiones sólidas y huecas, placas, laminas, tubos (pipe) y forjas, y encuentra una utilización cada vez mayor en los componentes expuestos al ambiente marino. Se utiliza normalmente en la condición T6 total (tratamiento térmico de solución envejecido artificialmente). La selección como material estructural de ésta aleación se basa en la combinación favorable de propiedades, tales como: alta resistencia después del tratamiento térmico, buena resistencia a la corrosión, buena soldabilidad con los procesos GMAW y GTAW y buenas propiedades de maquinado. Es importante mencionar que esta aleación presenta pérdida de resistencia en las zonas afectadas de calor (ZAC) de las uniones soldadas. La resistencia se puede recuperar en cierta medida con tratamiento térmico de envejecimiento natural [52].

Algunos ejemplos de su aplicación son: elementos sometidos a elevadas tensiones mecánicas en estructuras de ingeniería; construcciones navales como plataformas marítimas, vehículos y aparatos para electrotécnica y piezas de precisión; bicicletas y sus accesorios, calderería, sistemas hidráulicos: moldes, etc. [53]. Se presenta en estructuras de cadena principal, el transporte por ferrocarril (componentes y elementos de la máquina debido a su buena relación entre la resistencia a la tracción

y de baja densidad) y transporte aeronáutico (conexiones eléctricas, cajas electrónicas incrustadas). Se encuentra en pistones y cilindros neumáticos, como también en partes giratorias de máquinas (ejes, rotores, poleas.) Es utilizado ampliamente en la fabricación de estructuras resistentes que requieren la buena resistencia a la corrosión, camión y componentes marinos, carro de arma de los aviones, equipamiento de minas, motoras, tecnología nuclear, mástiles y timones para barcos (especialmente para agua dulce), andamios, estructuras para carpas y pabellones, tornillería, remaches, moldes, colocaciones del tanque, usos estructurales y de alta presión generales, productos de alambre, y en tuberías [54].

Este aluminio está conformado principalmente por los siguientes elementos de aleación:

TABLA 3.1 Composición química del Aluminio 6082 [55].

	AL	Cr	Cu	Fe	Mg	Mn	Si	Ti	Zn
6082	Bal	0.02	0.06	0.24	0.6	0.9	0.7	0.02	0.06

3.1.1 Propiedades a tracción

A continuación se muestra la Figura 3.1 que presenta la curva de tracción monótona (esfuerzo real - deformación real) y en la Tabla 3.2 se observan las propiedades mecánicas globales obtenidas en la investigación del Prof. Dr. Pedro Cadenas [56].

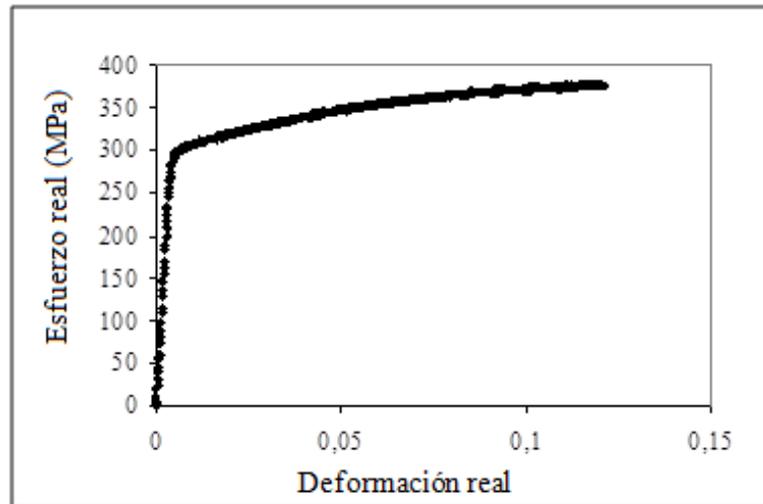


FIGURA 3.1 Curva de tracción monótona (esfuerzo real vs deformación real) del Aluminio 6082-T6 [56].

TABLA 3.2 Características mecánicas de la aleación Aluminio 6082-T6 [56].

Módulo de Young E (GPa)	Límite de Fluencia σ_y (MPa)	Esfuerzo ultimo σ_u (MPa)	Coefficiente K (MPa)	Exponente n
72±1.6	305±5	375±5	460±5	0.089

3.1.2 Pruebas de fatiga-resistencia

Para determinar la curva de Wöhler o S-N del material a la carga de amplitud constante se tomaron los datos obtenidos en el trabajo de investigación realizado por el Prof. Dr. Pedro Cadenas [56], donde presentó la evolución de la tensión máxima frente al número de ciclos hasta el fallo en la Figura 3.2.

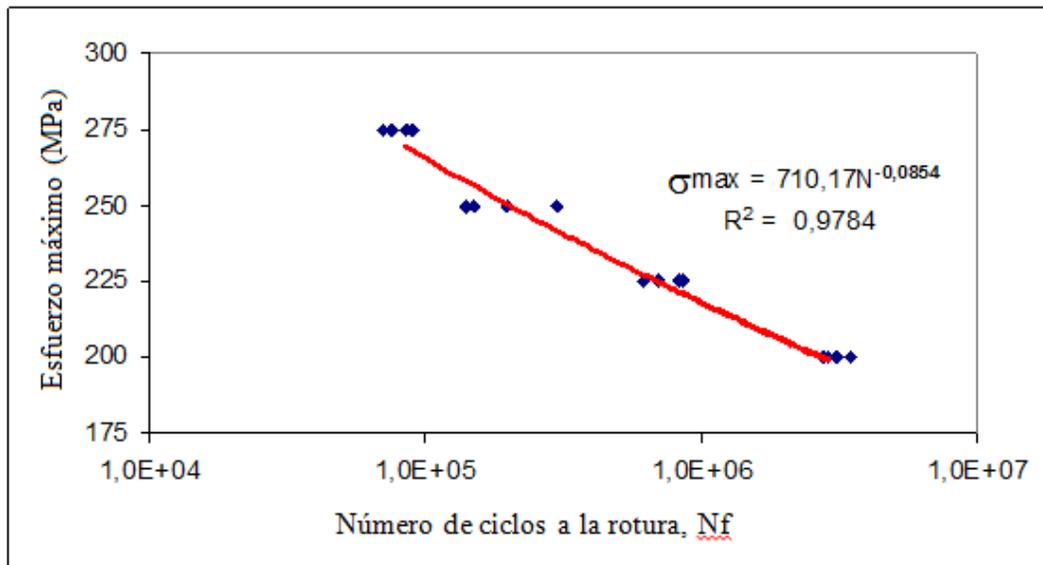


FIGURA 3.2 Curva S-N del Aluminio 6082-T6 [56].

3.2 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

3.2.1 Calibración

Se utilizó una máquina microindentadora Marca CSM, realizando el Micro-Hardness Tester, la cual fue calibrada siguiendo los procedimientos y normativas especificados por el fabricante para la elaboración de los ensayos de microindentación instrumentada [49].

3.2.2 Montaje de la probeta

Para el montaje de probeta se utilizó una pletina de 1mm de espesor del material Al.6082-T6, la cual fue preparada a través de un pulido mecánico de manera manual utilizando la siguiente serie de papeles abrasivos: 80, 120, 220, 320, 500, 800 y 1200. Adicionalmente se realizó un pulido electrolítico para reducir notablemente las distorsiones superficiales producidas durante el pulido mecánico.

Debido a que el espesor del material es de un 1 mm, la pletina fue colocada sobre un acero AISI 1020 (al cual se le realizó un pulido mecánico) utilizando un epóxico químico para fijar el aluminio sobre la pieza de acero y de esta manera evitar que la pletina pudiera flexionar, y a su vez arrojar resultados erróneos. Una vez fijados ambos materiales, fueron sujetados por un sistema de mordazas de la máquina microindentadora para proceder a iniciar el ensayo.

3.2.3 Ensayo de fatiga microindentada constante

Para la realización de este ensayo, se utilizó una pletina del mismo material completamente homogéneo, la cual fue fatigada por indentación en una máquina Microindentadora CSM. Se utilizaron dos tipos de indentadores, uno Vickers y otro esférico.

El ensayo se inició con el indentador Vickers, programando 7 niveles de carga máxima: 1000, 2500, 5000, 7500, 10000, 15000 y 20000 mN, cada uno con una descarga del 40% de la carga máxima durante 1000 ciclos. Posteriormente se realizó el ensayo utilizando el indentador esférico con los niveles de carga mencionados anteriormente y con el mismo porcentaje de descarga durante los 1000 ciclos. Para ambos indentadores se utilizó una velocidad de indentación de 300.000 mN/min en carga y descarga. Cada nivel de carga fue aplicado distribuidamente sobre la superficie del material, realizando las deformaciones en zonas no indentadas previamente.

3.2.4 Ensayo de fatiga microindentada progresiva

Para la elaboración de esta prueba, se usó la misma pletina del ensayo anterior, a la cual se le aplicó fatiga por indentación en la máquina Microindentadora CSM. Igualmente se utilizaron dos tipos de indentadores, Vickers y esférico.

De la misma manera, el ensayo se realizó en un inicio con el indentador Vickers, programando esta vez 6 niveles de velocidades de indentación (25.000, 50.000, 100.000, 200.000, 250.000 y 300.000 mN/min) en carga y descarga. En cada

nivel de velocidad se aplicó una carga inicial de 1000 mN aumentando progresivamente cada ciclo hasta alcanzar los 20.000 mN, a los 1000 ciclos. Cada nivel de velocidad fue aplicado distribuidamente sobre toda la superficie del material, manteniendo la debida atención para realizar las perforaciones en zonas no indentadas previamente. Consecutivamente se realizó el mismo ensayo utilizando el indentador esférico con los mismos niveles de velocidad y carga progresiva mencionados anteriormente durante 1000 ciclos.

En la Figura 3.3 se muestran algunos parámetros de la indentación realizada descritos por el método Oliver y Pharr [50]:

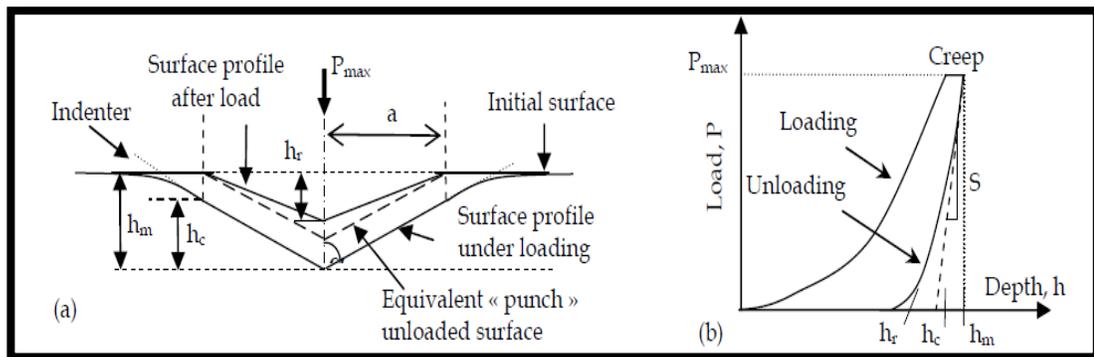


FIGURA 3.3 (a) la sección transversal esquemática de un guión cónico y profundidades de indentación (b) de la curva de carga-profundidad de indentación utilizados para calcular los números de dureza [50]

Donde:

- h_m : Máxima profundidad de indentación (alcanzado por el penetrador durante la indentación).
- h_r : Profundidad residual (obtenida después del retiro completo del indentador).
- h_c : Profundidad de contacto (teniendo en cuenta la deformación del indentador bajo la carga).
- S : Pendiente de la descarga que define la rigidez del material.
- P : Carga máxima.

CAPÍTULO IV

RESULTADOS Y ANÁLISIS DE RESULTADOS

En el presente capítulo se mostrarán los resultados obtenidos de las pruebas realizadas en los ensayos de fatiga por microindentación instrumentada usando indentadores de tipo esférico y piramidal (Vickers), mostrados y desarrollados en el capítulo II. Además se utilizará la metodología descrita en el capítulo anterior.

Se utilizaron tres métodos para la obtención de datos de la máquina Microindentadora CSM, el método Martens, que arroja el valor de la dureza Martens (HM), el método Tangente, el cual supone que la primera porción de la curva de descarga es lineal y se extrapola para interceptar el eje de desplazamiento, donde a su vez se obtiene la rigidez (S), la cual está dada por la pendiente de esta línea. Y finalmente el método Oliver y Pharr, donde establece que el método de la Ley de Potencia dice que la primera porción de la curva de descarga puede ser no lineal, y por tanto establece una ley de relación de potencia. Se debe señalar que los datos obtenidos mediante el método de Oliver y Pharr fueron descartados para ambos indentadores en fatiga constante y progresiva, ya que la cantidad de datos obtenidos por este método se consideran despreciables con respecto a los 1000 ciclos obtenidos, mostrando la máquina un “Not calculable” en la gran mayoría de los datos. Por lo tanto, solo se trabajaron los datos adquiridos por los métodos Martens y Tangente.

De esta manera se mostrarán las tablas correspondientes a la depuración de los datos a través de los métodos Martens y Tangente con los diferentes tipos de indentadores (esférico y Vickers), tanto para cargas constantes, como para cargas progresivas. Para fines prácticos y simplificar la visualización de las tablas, se presentarán los valores de cada 10 ciclos obtenidos de los ensayos para cada método. Es importante señalar que en el ensayo se realizaron 1000 ciclos de fatiga microindentada, pero en la mayoría de las figuras se presentaran las gráficas representado los primeros 100 ciclos, ya que en los mismos se pudo observar un mejor comportamiento de las curvas para obtener tendencias con mayor validez

debido al coeficiente de correlación (R^2) y en algunos casos la máquina presentó algunos saltos de carga en ciclos superiores a estos, por tales motivos, los análisis estarán enfocados en los primeros 100 ciclos. En el CD anexo se observarán las tablas completas con los 1000 ciclos realizados en los correspondientes ensayos.

En la Figura 4.1, se observa como aumenta la dureza Martens (HM) del material en la medida en que aumentan los niveles de carga desde 1000 mN a 10000 mN para el indentador esférico, sin embargo, se puede apreciar que para las cargas de 15000 mN y 20000 mN se presentan valores negativos de la dureza, observándose un comportamiento inusual. Igualmente se aprecia un comportamiento similar en la Figura 4.2, con el indentador Vickers y el método Tangente. Esto posiblemente sea debido a que realmente la muestra de aluminio ensayada al recibir la carga del indentador, flectó para los niveles de carga de 15000 mN y 20000 mN, ya que, como se dijo en el capítulo anterior, la pletina de la aleación de aluminio 6082-T6, fue sujeta sobre una pieza de acero para poder realizar el ensayo de fatiga por microindentación, debido al bajo espesor de la pletina (1 mm), arrojando de esta manera resultados erróneos. Es por ello que en esta investigación se decidió descartar los dos últimos niveles de cargas (15000 mN y 20000 mN), y analizar solo los gráficos obtenidos con las cargas inferiores a estas.

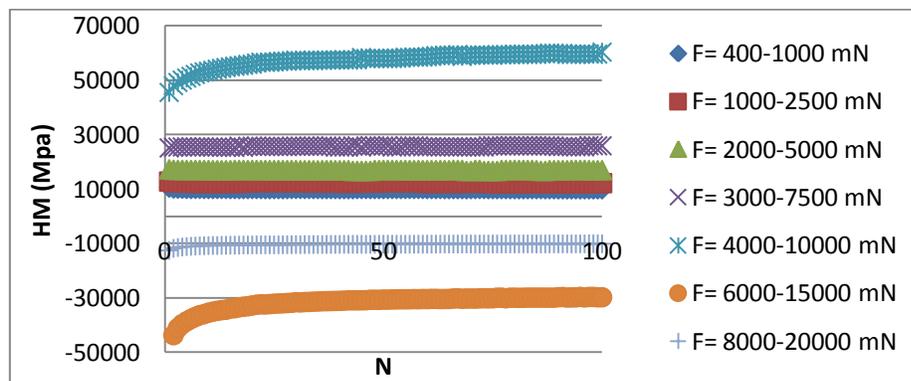


FIGURA 4.1 Gráfica Dureza Martens HM (MPa) vs Número de ciclos (N). Cargas desde 1000 mN a 20000 mN. Indentador esférico. Método Martens. Carga Constante. Para el Aluminio 6082-T6.

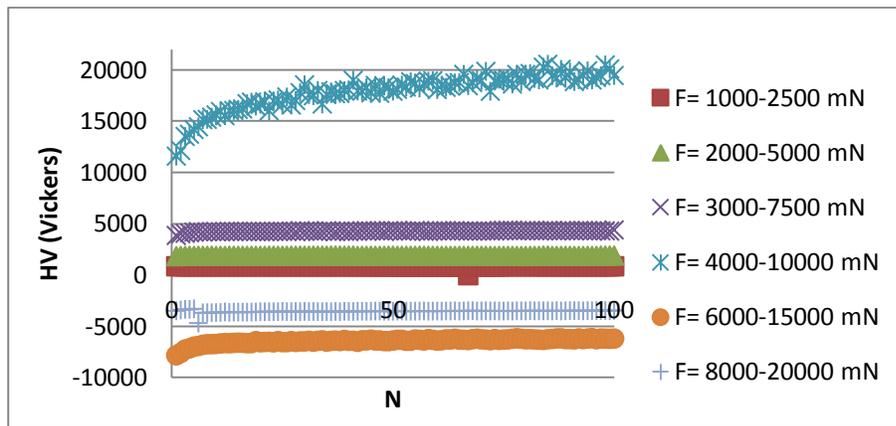


FIGURA 4.2 Gráfica Dureza Vickers HV (kgf/mm^2) vs Número de ciclos (N). Cargas desde 2500 mN a 20000 mN. Indentador Vickers. Método Tangente. Carga Constante. Para el Aluminio 6082-T6.

4.1 ENSAYO DE FATIGA MICROINDENTADA A CARGA CONSTANTE

4.1.1 INDENTADOR ESFÉRICO

4.1.1.1 Método Martens

A continuación se presentarán las tablas correspondientes que presentarán los valores de la dureza Martens HM (MPa), la carga aplicada F_m (mN), área proyectada A_p (nm^2) y la profundidad de indentación máxima h_m (nm), para cada nivel de carga, utilizando el indentador esférico. Como se mencionó anteriormente, se mostrarán los valores correspondientes a cada uno de los parámetros antes nombrados en un orden de 10 en 10 para poder apreciar numéricamente los comportamientos; sin embargo, más adelante se presentarán las gráficas de cada uno de los parámetros medidos con respecto al número de ciclos que nos llevarán a realizar las tendencias que mejor se ajustan a los valores obtenidos durante los 100 ciclos.

TABLA 4.1 Datos del ensayo de indentación a carga constante, usando un indentador esférico, extraídos por el método Martens en el ALUMINIO 6082-T6.

	F= 2000-5000 mN				F= 3000-7500 mN			
N	hm (Mpa)	Fm (mN)	hm (nm)	Ap (nm ²)	hm (Mpa)	Fm (mN)	hm (nm)	Ap (nm ²)
10	17006	5185,79	8286,15	3,05E+08	25423	7633,91	12101,81	300280928
20	17025	5198,73	8326,52	3,05E+08	25756	7708,57	12175,64	299288832
30	16982	5188,92	8344,48	3,06E+08	25766	7694,59	12223,23	298631168
40	16949	5179,92	8351,49	3,06E+08	25436	7591,61	12235,59	298458080
50	17014	5201,43	8360,1	3,06E+08	25837	7698,6	12270,45	297964576
60	16987	5195,2	8371,35	3,06E+08	25548	7611,49	12272,99	297928224
70	16670	5096,89	8364,62	3,06E+08	25489	7595,54	12268,62	297990592
80	17041	5215,4	8393,06	3,06E+08	25891	7705,14	12295,85	297600096
90	16967	5192,51	8392,68	3,06E+08	25604	7615,18	12308,04	297423776
100	16945	5188,56	8408,42	3,06E+08	25909	7700,44	12322,34	297215872

	F= 400-1000 mN				F=1000-2500 mN			
N	hm (Mpa)	Fm (mN)	hm (nm)	Ap (nm ²)	hm (Mpa)	Fm (mN)	hm (nm)	Ap (nm ²)
10	10032	1168,28	2067,12	1,16E+08	12336	2661,48	4403,02	215744976
20	10022	1171,09	2075,02	1,17E+08	12515	2701,42	4406,02	215850560
30	10055	1177,78	2080,65	1,17E+08	12502	2704,78	4420,39	216354960
40	9967,1	1175,53	2096,96	1,18E+08	12388	2676,94	4413,05	216097568
50	10003	1177,73	2092,75	1,18E+08	12451	2692,65	4417,57	216256304
60	9999,7	1181,08	2100,38	1,18E+08	12311	2660,99	4414,69	216155168
70	9984,3	1176,72	2095,25	1,18E+08	12340	2670,67	4422,36	216424256
80	9961,5	1173,12	2093,42	1,18E+08	12147	2626,11	4415,6	216186976
90	9915	1165,77	2089,62	1,18E+08	12187	2629,92	4404,73	215805120
100	9937	1168,28	2089,47	1,18E+08	12174	2630,14	4411,38	216038864

	F=4000-10000 mN			
N	hm (Mpa)	Fm (mN)	hm (nm)	Ap (nm ²)
10	53317	10117,37	16292,67	1,9E+08
20	55941	10160,62	16494,99	1,82E+08
30	57415	10166,02	16606,03	1,77E+08
40	57427	10108,96	16630,83	1,76E+08
50	58011	10106,21	16674,35	1,74E+08
60	58655	10163,99	16696,43	1,73E+08
70	59187	10163,45	16733,57	1,72E+08
80	59591	10175,2	16756,34	1,71E+08
90	59833	10170,98	16774,29	1,7E+08
100	60341	10216,99	16789,95	1,69E+08

En la Figura 4.3, se muestra la curva de dureza Martens HM (MPa) con respecto al número de ciclos (N), para distintos valores de carga que van desde 1000 mN hasta 10000 mN. Se observa un mayor incremento de la dureza del material para la carga de 10000 mN en los primeros ciclos, partiendo inicialmente con un valor de 45513 MPa, alcanzando los 55941 MPa a los 20 ciclos, lo cual representa un incremento de la dureza del 72%. Luego mantiene en adelante un comportamiento ascendente más estable aproximándose a un valor de 60000 MPa. Como se puede observar, esta curva presenta un excelente ajuste para una tendencia potencial ($HM=47007N^{0,0545}$) cuyo factor de correlación es de 0,9753. Se evidencia que el resto de las cargas presentan un comportamiento constante y lineal a pesar de que presentan un factor de correlación lineal por debajo de 0,5199, a su vez se aprecia que estos niveles de carga no presentan variaciones considerables en la dureza del material durante los 100 ciclos.

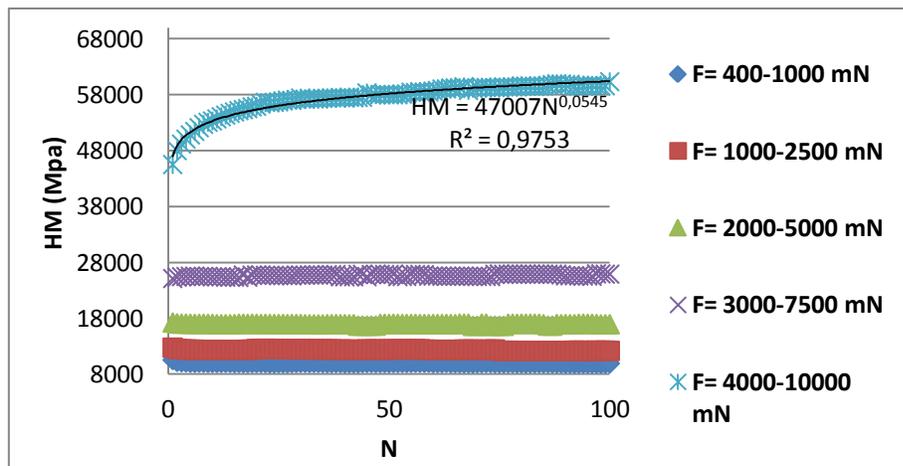


FIGURA 4.3 Gráfica Dureza Martens HM (MPa) vs Número de ciclos (N).
Indentador esférico. Método Martens. Carga Constante. Para el Aluminio 6082-T6.

En la Figura 4.4 se muestra la curva de carga aplicada (Fm) con respecto al número de ciclos, para los distintos niveles de carga desde 1000 mN hasta 10000 mN. Se puede observar un comportamiento constante para cada uno de los niveles de

carga durante los 1000 ciclos, de esta manera se aprecia el desarrollo de cada nivel de carga durante todo el ensayo, validando a su vez dicha prueba.

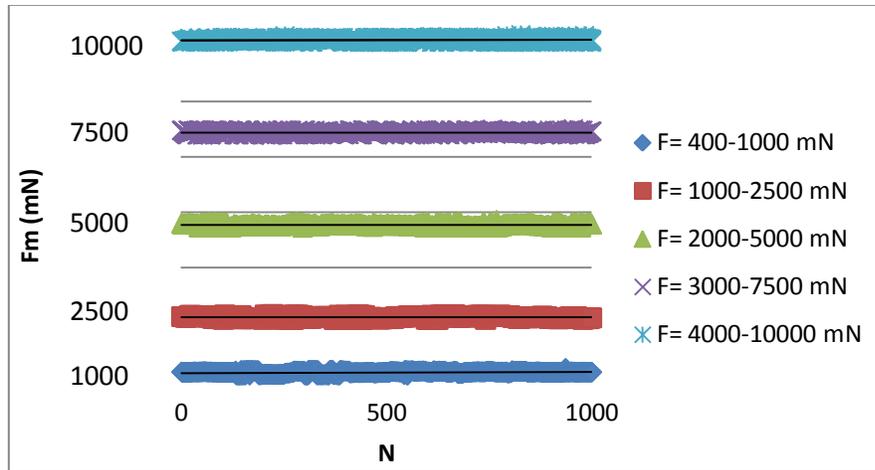


FIGURA 4.4 Gráfica Carga F_m (mN) vs Número de ciclos (N). Indentador esférico. Método Martens. Carga Constante. Para el Aluminio 6082-T6.

En la Figura 4.5 se muestra la curva de la evolución de la profundidad de indentación máxima (hm) versus el número de ciclos (N) para diferentes cargas que van desde 1000 mN hasta 10000 mN. Se puede observar que la mayor deformación ocurre durante los primeros ciclos. La carga mayor de 10000 mN partió con una profundidad de indentación máxima de ~15400 nm, luego alcanzó una profundidad de ~16300 nm a los 10 ciclos, representando un incremento de 64%, seguidamente se acrecentó gradualmente hasta una profundidad máxima de ~16800 nm a los 100 ciclos, presentando un ajuste a una tendencia potencial cuyo coeficiente de correlación es de 0,9508. Mientras que para la carga de 7500 mN se observó una profundidad de indentación inicial de ~11500 nm, después de los 5 primeros ciclos obtuvo un incremento del 63% de profundidad de ~12003 nm, aumentando continuamente a ~12300 nm luego de los 100 ciclos; igualmente presenta un comportamiento potencial con un R^2 de 0,9149. Para las carga de 1000, 2500 y 5000 mN se observa un comportamiento más constante, no obstante, se aprecia un aumento

de la profundidad de indentación máxima en los primeros pocos ciclos, similar a las cargas superiores, presentando igualmente tendencias potenciales.

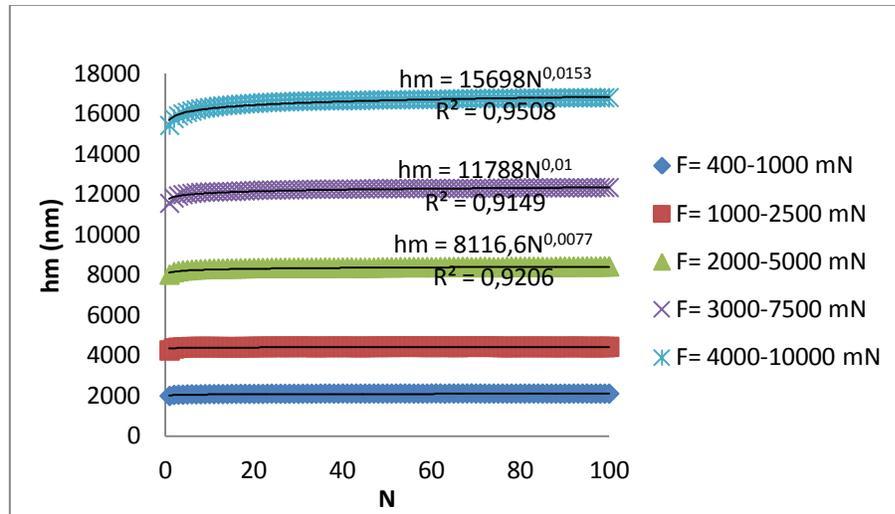


FIGURA 4.5 Gráfica Profundidad de indentación h_m (nm) vs Número de ciclos (N). Indentador esférico. Método Martens. Carga Constante. Para el Aluminio 6082-T6.

4.1.1.2 Método Tangente

A continuación se presentarán las tablas correspondientes que presentarán los valores de la carga aplicada F_m (mN), la profundidad de indentación máxima h_m (nm), el área proyectada A_p (nm^2), la dureza Vickers HV (kgf/mm^2), y el coeficiente de rigidez del material S (mN/min), para las cargas de 2500 mN hasta 10000 mN, debido a que la máquina no arrojó resultados para 1000 mN por este método (Tangente). Se utilizó el indentador esférico. De la misma manera se mostrarán los valores correspondientes a cada uno de los parámetros obtenidos por el método tangente en un orden de 10 en 10 para poder apreciar numéricamente los comportamientos; no obstante, más adelante se presentarán las gráficas de cada uno de los parámetros medidos con respecto al número de ciclos con lo cual se realizarán las tendencias que mejor se ajustan a los datos obtenidos.

TABLA 4.2 Datos del ensayo de indentación a carga constante, usando un indentador esférico, extraídos por el método Tangente en el ALUMINIO 6082-T6.

F= 1000-2500 mN						
N	Fm (mN)	hm (nm)	Ap (nm ²)	HIT(Mpa)	Hv (Vickers)	S (mN/nm)
10	2661,48	4403,02	196785792	13525	1378,7	4,9742
20	2701,42	4406,02	198127008	13635	1389,9	5,3787
30	2704,78	4420,39	197934656	13665	1393	5,1872
40	2676,94	4413,05	200571904	13347	1360,5	6,0877
50	2692,65	4417,57	198517808	13564	1382,6	5,333
60	2660,99	4414,69	199486144	13339	1359,8	5,6754
70	2670,67	4422,36	199498176	13387	1364,6	5,5999
80	2626,11	4415,6	198893520	13204	1345,9	5,4012
90	2629,92	4404,73	197912016	13288	1354,6	5,1659
100	2630,14	4411,38	199065488	13212	1346,8	5,5725

F= 2000-5000 mN						
N	Fm (mN)	hm (nm)	Ap (nm ²)	HIT(Mpa)	Hv (Vickers)	S (mN/nm)
10	5185,79	8286,15	294769408	17593	1793,3	6,4849
20	5198,73	8326,52	295860224	17572	1791,2	6,833
30	5188,92	8344,48	296000800	17530	1787	6,7175
40	5179,92	8351,49	295896256	17506	1784,5	6,5416
50	5201,43	8360,1	296914688	17518	1785,8	7,172
60	5195,2	8371,35	296424896	17526	1786,6	6,718
70	5096,89	8364,62	296226496	17206	1753,9	6,5239
80	5215,4	8393,06	296695456	17578	1791,9	6,7589
90	5192,51	8392,68	297157568	17474	1781,2	7,0167
100	5188,56	8408,42	296814976	17481	1781,9	6,6959

F= 3000-7500 mN						
N	Fm (mN)	hm (nm)	Ap (nm ²)	HIT(Mpa)	Hv (Vickers)	S (mN/nm)
10	7633,91	12101,81	309131744	24695	2517,3	8,8075
20	7708,57	12175,64	308524768	24985	2546,9	8,8679
30	7694,59	12223,23	308007648	24982	2546,6	9,0034
40	7591,61	12235,59	307749312	24668	2514,6	9,1067
50	7698,6	12270,45	307763936	25015	2549,9	8,8009
60	7611,49	12272,99	307655616	24740	2521,9	8,7926
70	7595,54	12268,62	307881280	24670	2514,8	8,503
80	7705,14	12295,85	307505248	25057	2554,2	8,7634
90	7615,18	12308,04	307459808	24768	2524,8	8,6398
100	7700,44	12322,34	307463488	25045	2553	8,5771

F= 4000-10000 mN						
N	Fm (mN)	hm (nm)	Ap (nm ²)	HIT(Mpa)	Hv (Vickers)	S (mN/nm)
10	10117,37	16292,67	222613008	45448	4632,8	10,6943
20	10160,62	16494,99	215563792	47135	4804,8	10,7791
30	10166,02	16606,03	211840304	47989	4891,9	10,8103
40	10108,96	16630,83	211860864	47715	4863,9	10,4591
50	10106,21	16674,35	210898592	47920	4884,8	10,3216
60	10163,99	16696,43	208299408	48795	4974	10,9003
70	10163,45	16733,57	206882688	49127	5007,8	10,9534
80	10175,2	16756,34	206694880	49228	5018,2	10,8167
90	10170,98	16774,29	205373584	49524	5048,3	11,0151
100	10216,99	16789,95	206374112	49507	5046,6	10,4917

La Figura 4.6 presenta todos los niveles de carga (Fm) para los 1000 ciclos indentados realizados en el ensayo. Se observa para cada uno de los niveles de carga, un comportamiento bastante constante, a pesar de que se observan algunos saltos, presentan una tendencia lineal, lo cual confirma la validez del ensayo durante los 1000 ciclos de fatiga por indentación.

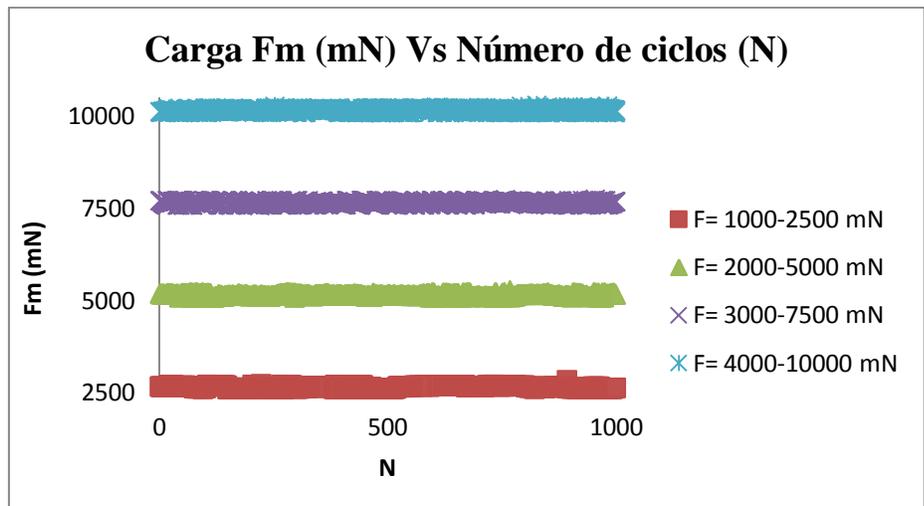


FIGURA 4.6 Carga (mN) vs Número de ciclos (N). Indentador esférico. Método Tangente. Carga Constante. Para el Aluminio 6082-T6.

La Figura 4.7 muestra la curva de la evolución de la profundidad de indentación máxima (hm) con respecto al número de ciclos (N) para los distintos niveles de cargas que van desde 2500 mN hasta 10000 mN. Se puede observar que la mayor deformación ocurre durante los primeros ciclos. La carga mayor de 10000 mN partió con una profundidad de indentación máxima de ~15400 nm, luego alcanzó una profundidad de ~16290 nm luego de 10 ciclos, representando el 64% de aumento, finalmente se incrementó gradualmente hasta una profundidad máxima de ~16790 nm a los 100 ciclos; esta carga se ajusta a una tendencia potencial cuyo factor de correlación es de 0,9508. Mientras que para la carga de 7500 mN se observó una profundidad inicial de ~11500 nm, después de los primeros 5 ciclos presentó el mayor incremento del 63% de la profundidad de indentación a ~12000 nm, aumentando continuamente a ~12300 nm después de 100 ciclos; esta curva se ajusta a su vez, a una tendencia potencial con un factor de correlación de 0,9149. Para los niveles inferiores de carga se observa un comportamiento más constante, sin embargo, presentan igualmente un aumento de la profundidad de indentación máxima

en los primeros pocos ciclos, manteniendo de la misma manera una tendencia con un ajuste potencial aceptable debido a sus factores de correlación presentados.

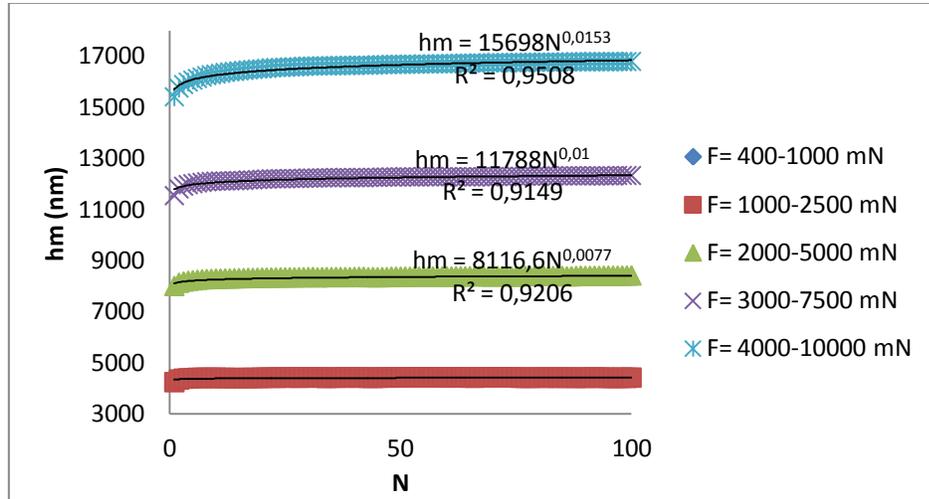


FIGURA 4.7 Profundidad de indentación h_m (nm) vs Número de ciclos (N). Indentador esférico. Método Tangente. Carga Constante. Para el Aluminio 6082-T6.

En la Figura 4.8 se observa la curva de dureza Vickers (H_v) con respecto al número de ciclos (N), para cada uno de los niveles de carga que van desde 2500 mN hasta 10000 mN. Se aprecia un mayor incremento de la dureza de 4804,8 kgf/mm^2 en los primeros 20 ciclos para la carga de 10000 mN, luego presenta un comportamiento ascendente más estable aproximándose a un valor de 5012 kgf/mm^2 . Se evidencia un comportamiento bastante constante para el resto de las cargas, sin embargo, para estas cargas (2500, 5000 y 7500 mN) no se encuentra un ajuste que presente una factor de correlación válido, a pesar de ello, estos niveles de carga no presentan variaciones considerables en la dureza del material durante los 100 ciclos.

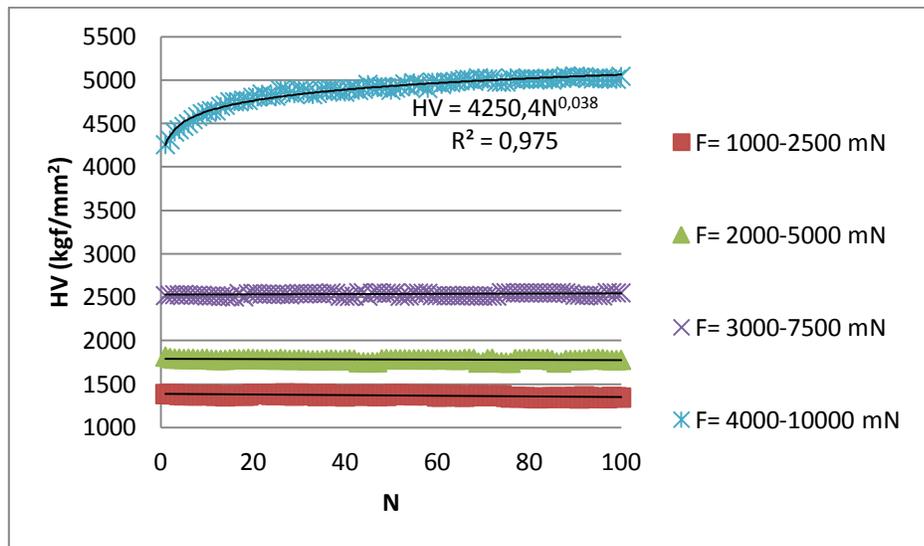


FIGURA 4.8 Dureza Vickers H_v (kgf/mm^2) vs Número de ciclos (N). Indentador esférico. Método Tangente. Carga Constante. Para el Aluminio 6082-T6.

La Figura 4.9 muestra los parámetros de la rigidez S (mN/min) del material para cada nivel de carga. Se observa como aumenta la rigidez en la medida en que aumenta la carga. A su vez podemos apreciar que en los tres primeros ciclos se observa una disminución de la rigidez de $\sim 12,0324 \text{ mN/nm}$ a $\sim 11,2436 \text{ mN/nm}$ para el nivel de carga de 2500 mN, para la carga de 7500 mN disminuyó de $9,6252 \text{ mN/min}$ hasta $9,0598 \text{ mN/min}$, mientras que para los 10000 mN presentó un decrecimiento de $6,6895 \text{ mN/min}$ a $5,2232 \text{ mN/min}$ a los tres ciclos, luego mantiene un comportamiento bastante constante. Sin embargo para la carga de 5000 mN se aprecia un comportamiento constante durante los 100 ciclos.

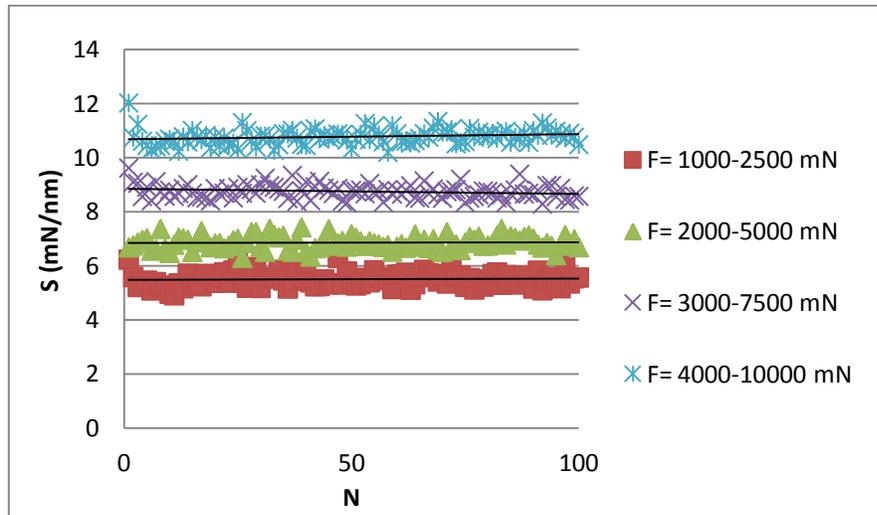


FIGURA 4.9 S (mN/nm) vs Número de ciclos (N). Indentador esférico. Método Tangente. Carga Constante. Para el Aluminio 6082-T6.

4.1.2 INDENTADOR VICKERS

4.1.2.1 Método Martens

A continuación se presentarán las tablas correspondientes que presentarán los valores de la dureza Martens HM (MPa), la carga aplicada F_m (mN), área proyectada A_p (nm^2) y la profundidad de indentación máxima h_m (nm), para cada nivel de carga, pero esta vez utilizando el indentador Vickers. Se mostrarán los valores correspondientes a cada uno de los parámetros antes nombrados en un orden de 10 en 10 para poder apreciar numéricamente los comportamientos; sin embargo, luego se mostrarán las gráficas de cada uno de los parámetros medidos con respecto al número de ciclos con lo cual podremos realizar las tendencias que mejor se ajustan a los valores medidos durante este ensayo.

TABLA 4.3 Datos del ensayo de indentación a carga constante, usando un indentador Vickers, extraídos por el Método Martens en el ALUMINIO 6082-T6.

N	F= 400-1000 mN				F=1000-2500 mN			
	hm (Mpa)	Fm (mN)	hm (nm)	Ap (nm ²)	hm (Mpa)	Fm (mN)	hm (nm)	Ap (nm ²)
10	4242,2	1179,17	6605,71	277964448	8513,8	2674,42	10100,26	314127680
20	4218,1	1176,29	6648,14	278863552	8521	2676,43	10139,83	314097856
30	4185,9	1168,26	6659,13	279094560	8513,1	2673,85	10152,56	314086144
40	4190	1169,6	6661,41	279142432	8575,4	2693,29	10165,07	314073664
50	4154,3	1159,96	6665,02	279218176	8463,9	2658,31	10161,61	314077248
60	4141,9	1156,75	6667,91	279278688	8373,5	2630	10153,17	314085568
70	4005,1	1117,67	6657,49	279060256	8355,8	2624,48	10149,29	314089248
80	3981,9	1111,04	6655,63	279021120	8648,6	2716,11	10184,84	314051936
90	3981,2	1111	6657,57	279061824	8542,4	2682,77	10183,97	314052960
100	3989,4	1112,53	6648,41	278869184	8545,7	2683,88	10177,2	314060640

N	F= 2000-5000 mN				F= 3000-7500 mN			
	hm (Mpa)	Fm (mN)	hm (nm)	Ap (nm ²)	hm (Mpa)	Fm (mN)	hm (nm)	Ap (nm ²)
10	19692	5170,31	14052,67	262561232	51934	7676,84	17276,51	147819360
20	19739	5165,23	14087,5	261670688	52224	7626,65	17315,36	146038416
30	19860	5181,3	14117,57	260895520	53287	7706,3	17346,16	144619968
40	19986	5209,36	14126,88	260654304	52691	7617,2	17347,37	144563872
50	19817	5165,63	14126,23	260671120	53342	7655,97	17369,84	143525056
60	19752	5150,08	14123,76	260735136	52963	7604,11	17368,78	143574384
70	19747	5148,65	14123,99	260729200	53089	7608,03	17374,56	143306640
80	19587	5108,63	14120,73	260813728	53919	7684,78	17391,4	142525456
90	19668	5127,97	14124,07	260727328	54221	7707,93	17399,3	142158128
100	20034	5212,38	14145,32	260175168	54637	7729,12	17414,24	141462784

N	F=4000-10000 mN			
	hm (Mpa)	Fm (mN)	hm (nm)	Ap (nm ²)
10	9,61E+05	10123,7	19830,82	10539785
20	1,73E+06	10100,2	19906,4	5853635
30	3,74E+06	10196,8	19956,54	2724694,8
40	1,05E+07	10177,5	19984,6	967066,44
50	-7,91E+07	10168,1	20002,04	-128475,6
60	-7,26E+06	10109,3	20022,13	-1392226
70	-4,47E+06	10195,3	20036,22	-2279874
80	-3,08E+06	10214,3	20052,72	-3321098
90	-2,93E+06	10112,2	20054,73	-3448182
100	-2,49E+06	10101,2	20064,46	-4063510

Como se observa en la Tabla 4.3 para el nivel de carga de 10000 mN, se aprecia en los primeros 40 ciclos un aumento súbito de la dureza Martens con respecto a los valores que llevaba en los niveles de carga anteriores, donde mantenía un aumento proporcional en la medida en que aumentaba la carga. No conforme con eso, un poco antes del ciclo 50 se presentó una caída brusca de la dureza obteniendo valores negativos, como también se puede visualizar en la Figura 4.10. Tal comportamiento posiblemente sea debido a un error de medición de la máquina Microindenter CSM, ya que, como veremos más adelante, por el método Tangente, se obtuvieron valores de dureza razonables para este nivel de carga (10000mN), con respecto a las cargas anteriores de dicho método, y a su vez, no presentó grandes discontinuidades en su curva de dureza respecto al número de ciclos, como se aprecia en la Figura 4.11. Por tal motivo, no realizaremos el análisis correspondiente de la dureza Martens para la carga de 10000 mN.

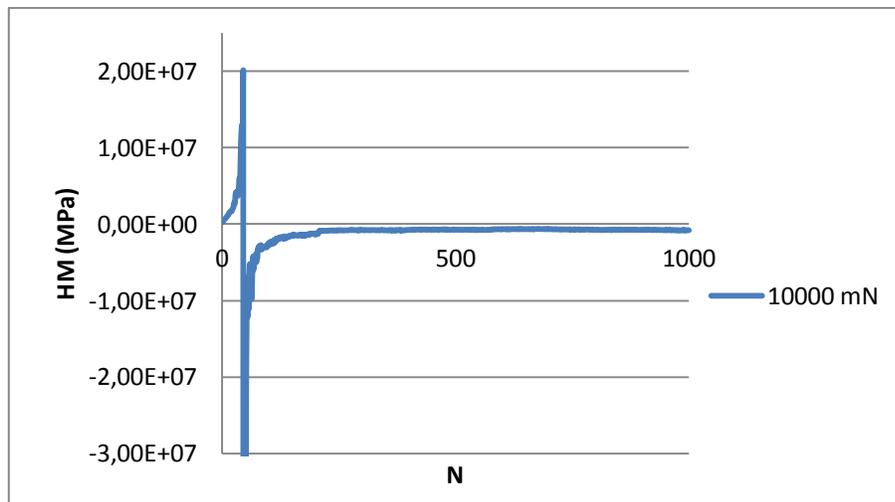


FIGURA 4.10 Dureza Martens *HM* (MPa) vs Número de ciclos (*N*). Para 10000 mN. Indentador Vickers. Método Martens. Carga Constante. Para el Aluminio 6082-T6.

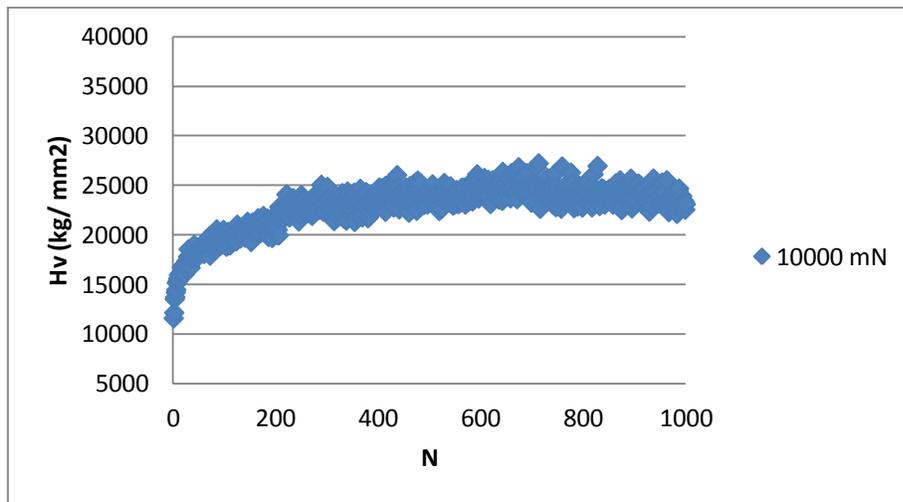


FIGURA 4.11 Dureza Vickers HV (kg/mm²) vs Número de ciclos (N). Para 10000 mN. Indentador Vickers. Método Tangente. Carga Constante. Para el Aluminio 6082-T6.

En la Figura 4.12 se muestra la curva dureza Martens HM (MPa) con respecto al número de ciclos (N), para distintos valores de carga que van desde 1000 mN hasta 7500 mN. Se observa una dureza inicial de 43855 MPa para la carga de 7500 mN, presentando seguidamente un mayor aumento de la dureza en los primeros 5 ciclos hasta un valor de 50594 MPa, representando un incremento del 66%, luego mantiene en un comportamiento ascendente más estable aproximándose a un valor de 54000 MPa. Como se puede evidenciar esta curva presenta un ajuste con una tendencia potencial ($HM=48134N^{0,0256}$) cuyo factor de correlación es de 0,7766. Se aprecia que para el resto de las cargas, se presenta un comportamiento bastante constante a pesar de que presentan un factor de correlación lineal muy bajo; sin embargo, estos niveles de carga no presentan variaciones considerables en la dureza del material durante los 100 ciclos.

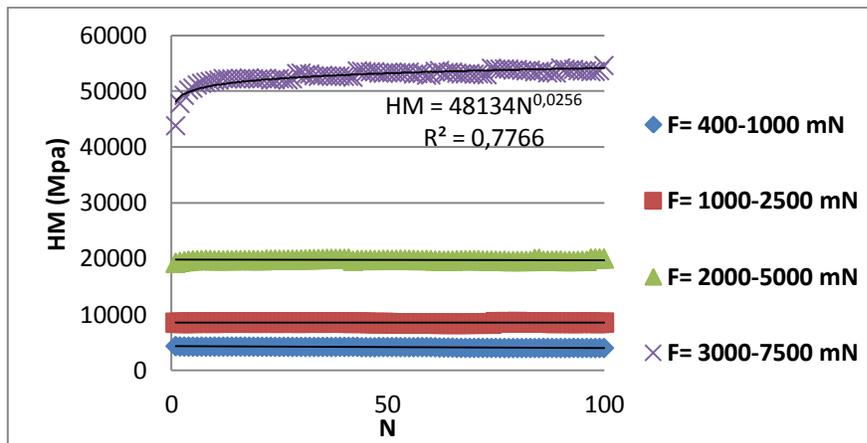


FIGURA 4.12 Dureza Martens HM (MPa) vs Número de ciclos (N). Indentador Vickers. Método Martens. Carga Constante. Para el Aluminio 6082-T6.

La Figura 4.13 presenta todos los niveles de carga para los 1000 ciclos realizados en el ensayo. Se aprecia para cada uno de los niveles de carga, un comportamiento constante, a pesar de que se observan leves saltos, presentan en general una tendencia lineal.

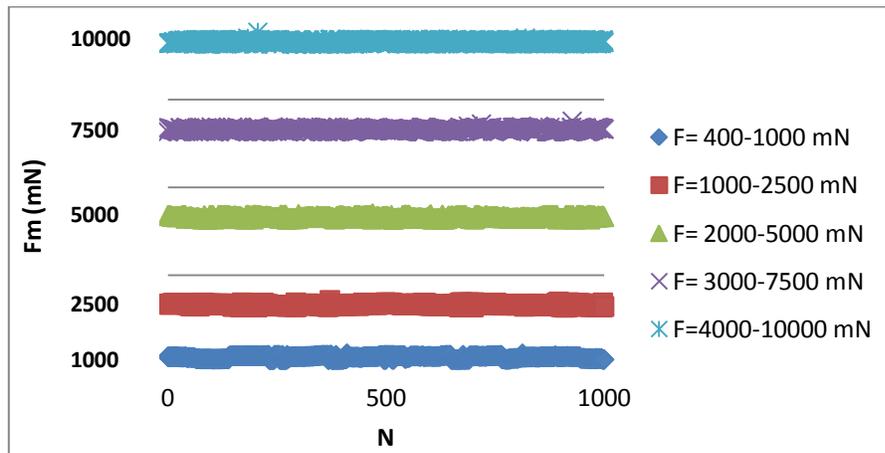


FIGURA 4.13 Carga F_m (mN) vs Número de ciclos (N). Indentador Vickers. Método Martens. Carga Constante. Para el Aluminio 6082-T6.

La Figura 4.14 presenta la curva del desarrollo de la profundidad de indentación máxima (hm) con respecto al número de ciclos (N) para los distintos niveles de cargas que van desde 1000 mN hasta 10000 mN. Se puede observar que la mayor deformación ocurre durante los primeros ciclos. La carga mayor de 10000 mN partió con una profundidad de indentación máxima de ~19280 nm, seguidamente obtuvo un incremento del 58% dando un valor de ~19730 nm luego de 5 ciclos y finalmente presento un crecimiento gradual hasta una profundidad máxima de ~20060 nm a los 100 ciclos; esta carga se ajusta muy bien a una tendencia potencial cuyo factor de correlación es de 0,9346. Mientras que para la carga de 7500 mN se observó una profundidad inicial de ~16700 nm, después de los 5 primeros ciclos obtuvo una profundidad de indentación de ~17190 nm que representa un incremento del 70%, aumentando continuamente a un valor de ~17400 nm después de 100 ciclos. Para los niveles inferiores de carga se observa comportamiento similar con un aumento de la profundidad de indentación en los primeros pocos ciclos.

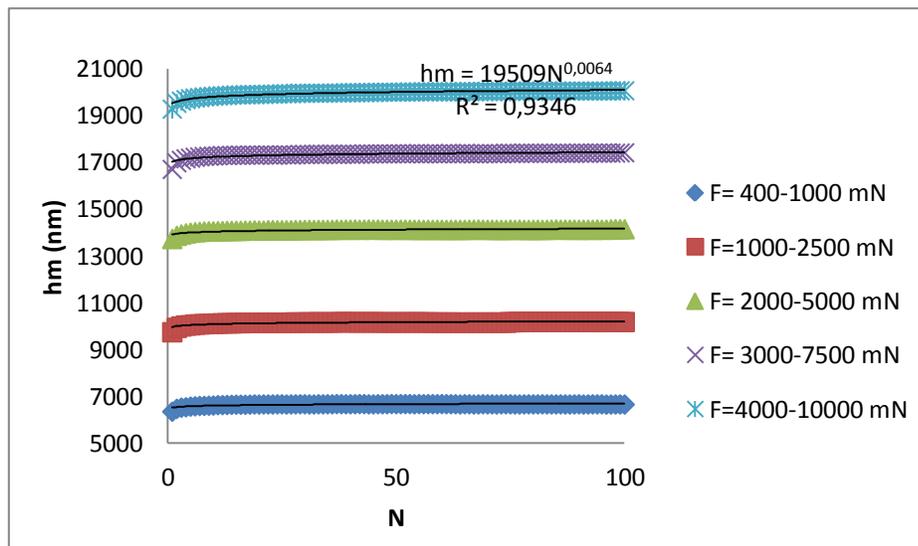


FIGURA 4.14 Profundidad de penetración h_m (nm) vs Número de ciclos (N). Indentador Vickers. Método Martens. Carga Constante. Para el Aluminio 6082-T6.

4.1.2.2 Método Tangente

A continuación se presentarán las tablas correspondientes que presentarán los valores de la carga aplicada F_m (mN), la profundidad de indentación máxima h_m (nm), el área proyectada A_p (nm²), la dureza Vickers (Hv), y el coeficiente de rigidez del material S (mN/min), para las cargas de 2500 mN hasta 10000 mN, debido a que la máquina no arrojó resultados para 1000 mN por este método (Tangente). Se utilizó en esta oportunidad el indentador Vickers. De la misma manera se mostrarán los valores correspondientes a cada uno de los parámetros obtenidos por el método tangente en un orden de 10 en 10 para poder apreciar numéricamente los comportamientos; sin embargo, más adelante se presentarán las gráficas de cada uno de los parámetros medidos con respecto al número de ciclos con lo cual se realizarán y analizarán las tendencias que mejores ajustes presenten a los datos obtenidos.

TABLA 4.4 Datos del ensayo de indentación a carga constante, usando un indentador Vickers, extraídos por el método Tangente en el ALUMINIO 6082-T6.

F= 1000-2500 N						
N	F _m (mN)	h _m (nm)	A _p (nm ²)	HIT(Mpa)	Hv (Vickers)	S (mN/nm)
10	2674,42	10100,26	313801312	8522,6	868,77	5,7255
20	2676,43	10139,83	313838560	8528	869,32	5,4487
30	2673,85	10152,56	313894272	8518,3	868,33	5,6785
40	2693,29	10165,07	313959264	8578,5	874,46	6,1099
50	2658,31	10161,61	313889760	8468,9	863,3	5,5368
60	2630	10153,17	313967232	8376,7	853,89	6,2272
70	2624,48	10149,29	313899520	8360,9	852,28	5,6148
80	2716,11	10184,84	313908832	8652,6	882,01	5,5333
90	2682,77	10183,97	313918336	8546,1	871,16	5,5063
100	2683,88	10177,2	314002176	8547,3	871,29	6,2894

F= 2000-5000 N						
N	Fm (mN)	hm (nm)	Ap (nm ²)	HIT(Mpa)	Hv (Vickers)	S (mN/nm)
10	5170,31	14052,67	279633504	18490	1884,8	6,7003
20	5165,23	14087,5	279111616	18506	1886,4	6,6206
30	5181,3	14117,57	278699520	18591	1895,1	6,604
40	5209,36	14126,88	277831680	18750	1911,3	6,9108
50	5165,63	14126,23	276527840	18680	1904,2	7,5366
60	5150,08	14123,76	277884896	18533	1889,2	6,8342
70	5148,65	14123,99	277800384	18534	1889,3	6,8656
80	5108,63	14120,73	278310912	18356	1871,1	6,6588
90	5127,97	14124,07	277311456	18492	1885	7,0809
100	5212,38	14145,32	277101056	18810	1917,5	7,0768

F= 3000-7500 N						
N	Fm (mN)	hm (nm)	Ap (nm ²)	HIT(Mpa)	Hv (Vickers)	S (mN/nm)
10	7676,84	17276,51	184157728	41686	4249,4	8,7358
20	7626,65	17315,36	183035232	41668	4247,5	8,5791
30	7706,3	17346,16	182544944	42216	4303,4	8,4821
40	7617,2	17347,37	182815552	41666	4247,3	8,2971
50	7655,97	17369,84	180079952	42514	4333,8	8,8471
60	7604,11	17368,78	179964448	42253	4307,2	8,8565
70	7608,03	17374,56	180118048	42239	4305,7	8,7019
80	7684,78	17391,4	180474800	42581	4340,6	8,5427
90	7707,93	17399,3	180686544	42659	4348,5	8,4282
100	7729,12	17414,24	178485120	43304	4414,3	8,8577

F= 4000-10000 N						
N	Fm (mN)	hm (nm)	Ap (nm ²)	HIT(Mpa)	Hv (Vickers)	S (mN/nm)
10	10123,7	19830,82	66022352	1,53E+05	15631	10,4318
20	10100,24	19906,4	61779516	1,63E+05	16665	10,4037
30	10196,83	19956,54	55968828	1,82E+05	18572	11,1552
40	10177,5	19984,6	57370636	1,77E+05	18084	10,5109
50	10168,07	20002,04	57760452	1,76E+05	17945	10,1943
60	10109,32	20022,13	56940712	1,78E+05	18098	10,1322
70	10195,29	20036,22	54770108	1,86E+05	18975	10,4619
80	10214,33	20052,72	53210316	1,92E+05	19568	10,6294
90	10112,18	20054,73	51974528	1,95E+05	19833	10,7772
100	10101,22	20064,46	52879076	1,91E+05	19472	10,4777

La Figura 4.15 presenta todos los niveles de carga (F_m) para los 1000 ciclos indentados realizados en el ensayo. Se observa un comportamiento bastante constante para cada uno de los niveles de carga, a pesar de que se observan algunos saltos, presentan una tendencia lineal, lo cual confirma la validez del ensayo durante los 1000 ciclos de fatiga por indentación.

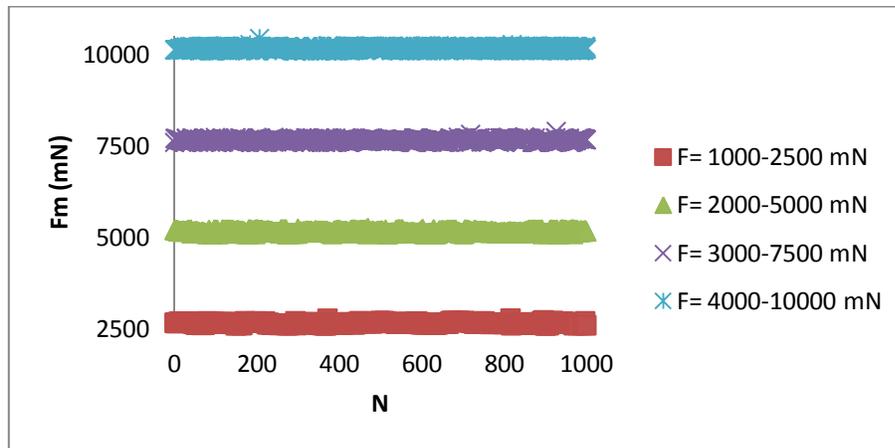


FIGURA 4.15 Carga F_m (mN) vs Número de ciclos (N). Indentador Vickers. Método Tangente. Carga Constante. Para el Aluminio 6082-T6.

En la Figura 4.16 se observa la curva de la evolución de la profundidad de indentación máxima (h_m) con respecto al número de ciclos (N) para los distintos niveles de cargas que van desde 2500 mN hasta 10000 mN. Se aprecia que la mayor deformación ocurre durante los primeros ciclos. La carga mayor de 10000 mN partió con una profundidad de indentación máxima de ~ 19280 nm, luego alcanzó una profundidad de ~ 19725 nm luego de 5 ciclos y se incrementó gradualmente hasta una profundidad máxima de ~ 20060 nm a los 100 ciclos; este nivel de carga presenta un buen ajuste a una tendencia potencial cuyo factor de correlación es de 0,9346. Mientras que para la carga de 7500 mN se observó una profundidad inicial de ~ 16700 nm, después de los primeros 5 ciclos obtuvo una profundidad de indentación de ~ 17190 nm aumentando continuamente a ~ 17400 nm después de 100 ciclos. Para los

niveles inferiores de carga se observa un comportamiento constante, sin embargo, presentan igualmente un aumento de la profundidad de indentación máxima en los primeros pocos ciclos, manteniendo una tendencia con un ajuste potencial.

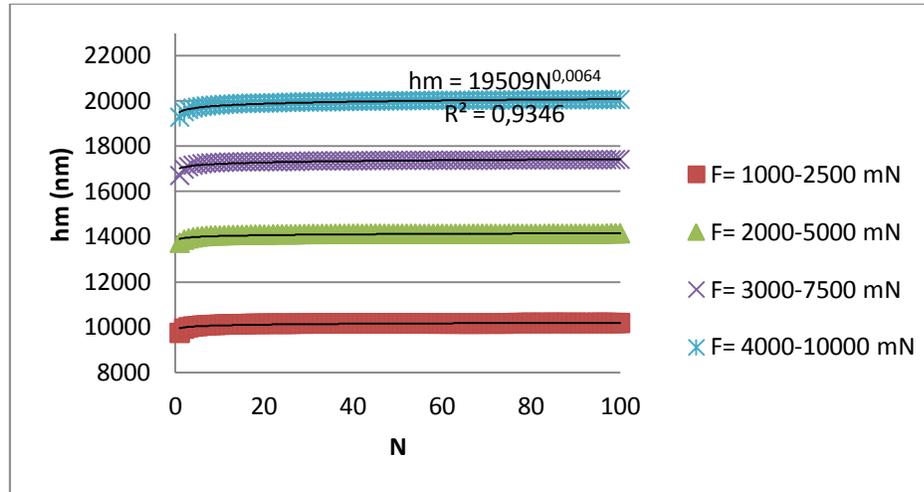


FIGURA 4.16 Profundidad de indentación h_m (nm) vs Número de ciclos (N). Indentador Vickers. Método Tangente. Carga Constante. Para el Aluminio 6082-T6.

En la Figura 4.17 se observa la curva de dureza Vickers (Hv) respecto al número de ciclos (N), para los niveles de carga que van desde 2500 mN hasta 10000 mN. Se observa un mayor incremento de la dureza a 16665 kgf/mm^2 aproximadamente en los primeros 20 ciclos para la carga de 10000 mN, luego presenta un comportamiento ascendente más estable aproximándose a un valor de 20000 kgf/mm^2 . Para el resto de las cargas se aprecia un comportamiento bastante constante, donde no se observan variaciones considerables en la dureza del material durante los 100 ciclos, sin embargo, solo para la carga de 7500 mN se encuentra un factor de correlación más aceptable para una tendencia potencial, con respecto a las cargas anteriores (2500 mN y 5000 mN).

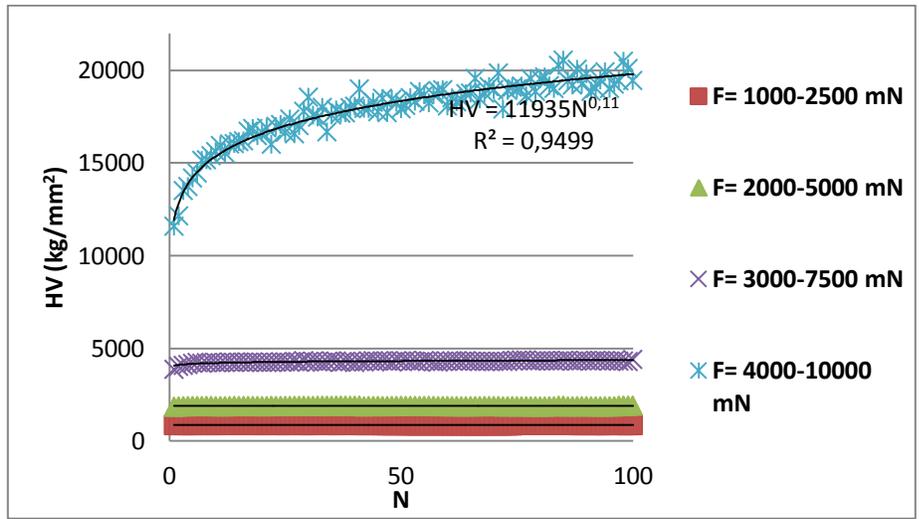


FIGURA 4.17 Dureza Hv (kg/mm²) vs Número de ciclos (N). Indentador Vickers. Método Tangente. Carga Constante. Para el Aluminio 6082-T6

La Figura 4.18 evidencia el comportamiento de la rigidez S (mN/mm) del material para cada nivel de carga. Se observa como aumenta la rigidez en la medida en que aumenta la carga. Es apreciable que para todos los niveles de carga se aprecia un comportamiento bastante constante durante los 100 ciclos de indentación.

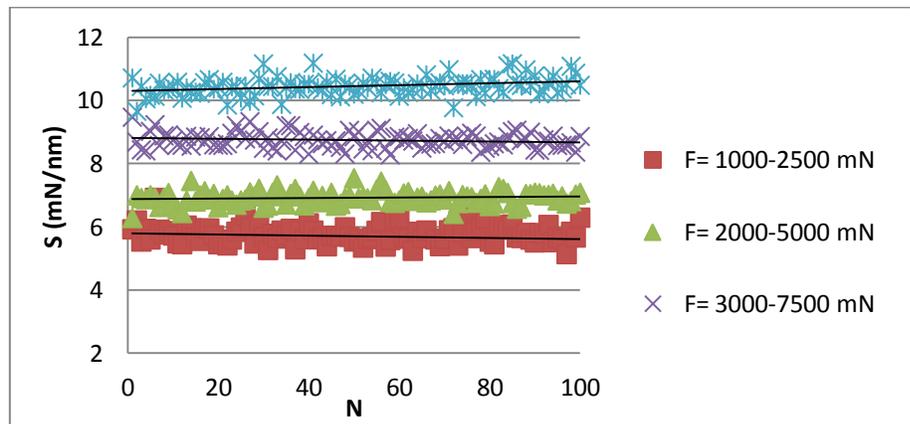


FIGURA 4.18 S (mN/mm) vs Número de ciclos (N). Indentador Vickers. Método Tangente. Carga Constante. Para el Aluminio 6082-T6.

4.2 ENSAYO DE FATIGA MICROINDENTADA A CARGA PROGRESIVA

4.2.1 INDENTADOR ESFÉRICO

4.2.1.1 Método Martens

A continuación se presentarán las tablas correspondientes que presentarán los valores de la dureza Martens h_m (MPa), la carga aplicada F_m (mN), profundidad de indentación máxima h_m (nm) y el área proyectada A_p (nm^2), para las velocidades descritas desde 25000 mN/min hasta 300000 mN/min. Se utilizó el indentador esférico y se mostrarán los valores arrojados de los ensayos con el Método Martens. Como se mencionó anteriormente, se mostrarán los valores correspondientes a cada uno de los parámetros antes nombrados en un orden de 10 en 10 para poder apreciar numéricamente los comportamientos; sin embargo, más adelante se presentarán las gráficas de cada uno de los parámetros medidos con respecto al número de ciclos que llevarán a realizar las tendencias que mejor se ajustan a los valores obtenidos.

TABLA 4.5 Datos del ensayo de indentación a carga progresiva, usando un indentador esférico, extraídos por el método Martens en el ALUMINIO 6082-T6.

N	V= 25.000 mN/min				V= 50.000 mN/min			
	h_m (Mpa)	F_m (mN)	h_m (nm)	A_p (nm^2)	h_m (Mpa)	F_m (mN)	h_m (nm)	A_p (nm^2)
10	10397	1187,65	2022,51	114226984	10544	1215,38	2043,28	115267032
20	10683	1373,13	2313,13	128528880	10852	1388,23	2300,65	127925536
30	10982	1563,45	2605,27	142370736	11094	1574,99	2596,64	141969568
40	11248	1759,43	2914,07	156418720	11333	1763,25	2895,28	155580880
50	11510	1949,67	3211,7	169391280	11658	1955,25	3172,65	167720912
60	11766	2139,95	3510,95	181873712	11939	2144,17	3455,18	179590240
70	11997	2325,81	3812,25	193873296	12237	2338,85	3742,26	191136720
80	12250	2514,33	4112,23	205253456	12572	2537	4019,54	201797552
90	12535	2708,38	4411,91	216057456	12807	2721,47	4311,38	212496080
100	12768	2896,55	4728,42	226855776	13105	2906,13	4576,88	221764176

N	V= 100.000 mN/min				V= 200.000 mN/min			
	hm (Mpa)	Fm (mN)	hm (nm)	Ap (nm ²)	hm (Mpa)	Fm (mN)	hm (nm)	Ap (nm ²)
10	10733	1238,49	2045,86	115395872	10350	1277,79	2208,91	123461000
20	10913	1403,79	2315,39	128637880	10618	1468,88	2519,03	138340448
30	11320	1617,73	2616,91	142911120	11056	1680,7	2815,78	152012160
40	11578	1815,52	2922,79	156806656	11251	1859,75	3116,46	165300976
50	11794	1977,57	3171,6	167676128	11327	2003,8	3390,27	176907744
60	12078	2168,58	3454,19	179549408	11941	2253,63	3681,26	188726480
70	12465	2379,92	3736,96	190928224	12138	2424,22	3964,75	199729040
80	12641	2540,35	3997,14	200953968	12433	2615,12	4251,5	210344368
90	12885	2730,11	4294,19	211880608	12603	2768,46	4515,54	219662336
100	13149	2923,69	4594,31	222357424	13078	3002,18	4810,54	229554784

N	V= 250.000 mN/min				V= 300.000 mN/min			
	hm (Mpa)	Fm (mN)	hm (nm)	Ap (nm ²)	hm (Mpa)	Fm (mN)	hm (nm)	Ap (nm ²)
10	10442	1280,39	2191,69	122617256	10415	1292,04	2221,09	124057136
20	10764	1487,63	2516,19	138206624	10857	1536,38	2586,93	141517456
30	11108	1697,92	2834,45	152853744	11029	1704,58	2872,42	154559024
40	11539	1918,63	3138,91	166270272	11233	1852,79	3108,21	164943712
50	11483	2019,57	3365,48	175876288	11543	2109,87	3533,32	182784224
60	11817	2243,21	3708,9	189821488	11740	2234,86	3722,78	190369696
70	12058	2422,76	3996,46	200928304	12022	2446,02	4064,08	203464944
80	12649	2674,99	4283,05	211481072	12292	2594,47	4271,76	211075104
90	12908	2862,48	4576,53	221752320	12741	2851,22	4636,21	223774928
100	12992	2995,97	4842,6	230596672	13258	3090,2	4919,61	233073728

En los ensayos a carga progresiva utilizando el Indentador Esférico con el método Martens se muestran cuatro gráficas representando los valores de Dureza HM (Mpa), Carga Fm (mN), Profundidad de penetración hm (nm) y Área proyectada (nm²) con respecto al número de ciclos (N). Se presentan los valores para 100 ciclos característicos con las curvas respectivas de todas las velocidades 25000, 50000, 100000, 200000, 250000 y 300000 mN/min haciendo una comparación entre ellas.

En la Figura 4.19 se puede observar que la proyección de la Dureza Martens HM (Mpa) con respecto al número de ciclos (N), presenta una tendencia lineal y creciente para todas las velocidades establecidas, superponiéndose las curvas correspondientes a cada velocidad sin presentar gran diferencia entre las velocidades, partiendo inicialmente con valores entre 10300 y 10800 Mpa, alcanzando los 12700

hasta 13300 MPa. A pesar de que es poca la variación entre las velocidades se tiene que los valores más altos de dureza se encuentran a los 300000 mN/min con un valor inicial de 10415 MPa y un valor final de 13258 MPa, esto quiere decir un aumento del 27,30 %, porcentaje aproximado para todas las velocidades en vista de la similitud que presentan.

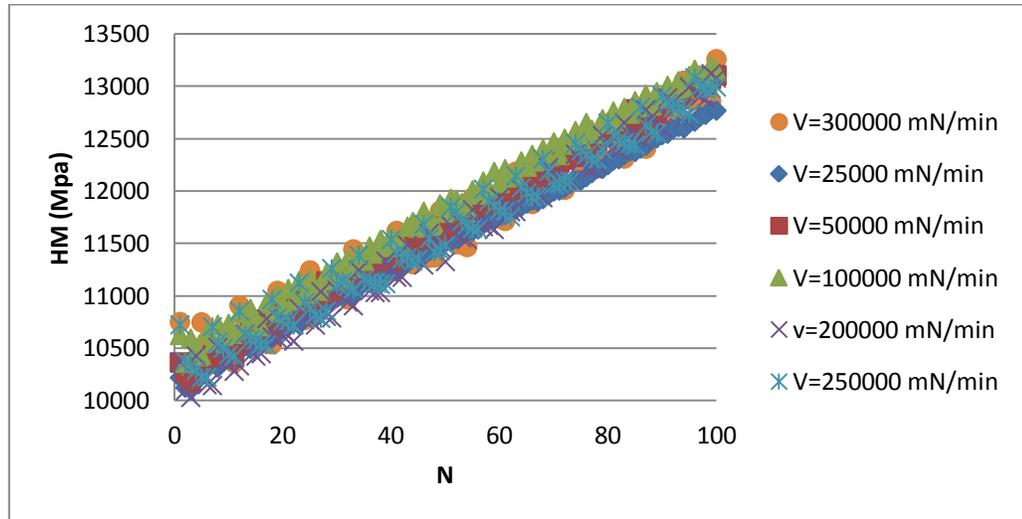


FIGURA 4.19 Dureza Martens HM (Mpa) vs Número de ciclos (N). Indentador esférico. Método Martens. Carga progresiva. Para el Aluminio 6082-T6.

Al igual que en la Figura 4.19, se puede notar la tendencia lineal y creciente para todas las velocidades establecidas en la Figura 4.20, que presenta la variación de la carga aplicada F_m (mN) con respecto al número de ciclos (N), sin variaciones significativas entre cada velocidad. Los valores mínimos se presentan a 25000 mN/min y los valores más altos se presentan para 300000 mN/min, partiendo de un valor de carga inicial de 1292,04 mN y un valor a los 100 ciclos de 3090,2 mN lo que indica un aumento de 139%, porcentaje aproximado para todas las velocidades en vista de la similitud que presentan.

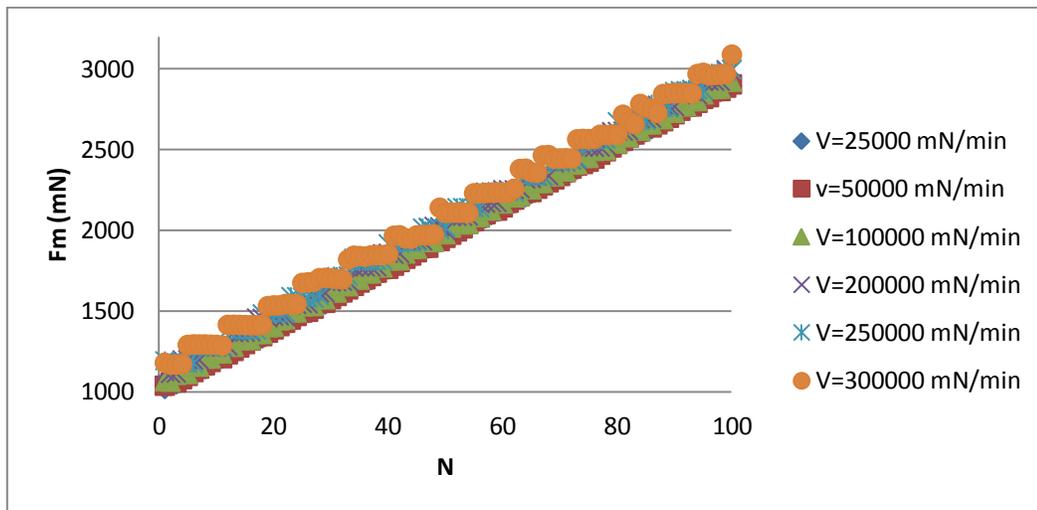


FIGURA 4.20 Carga F_m (mN) vs Número de ciclos (N). Indentador esférico. Método Martens. Carga progresiva. Para el Aluminio 6082-T6.

En la Figura 4.21 se muestra la curva de la evolución de profundidad de indentación h_m (nm) con respecto al número de ciclos (N), con las diferentes velocidades utilizadas que van de 25000 mN/min hasta 300000 mN/min. Se observa un comportamiento similar para cada una de las velocidades durante los 100 ciclos. De la misma manera que se aprecia en la Figura 4.20, se puede notar la tendencia lineal y creciente para todas las velocidades, sin variaciones significativas entre ellas. Los valores más bajos se presentan a 25000 mN/min y los valores más altos se presentan para 300000 mN/min, partiendo de un valor de profundidad de indentación inicial de 2221,09 nm y un valor a los 100 ciclos de 4919,61 nm indicando un aumento de 121%, porcentaje aproximado para todas las velocidades en vista de la similitud que presentan.

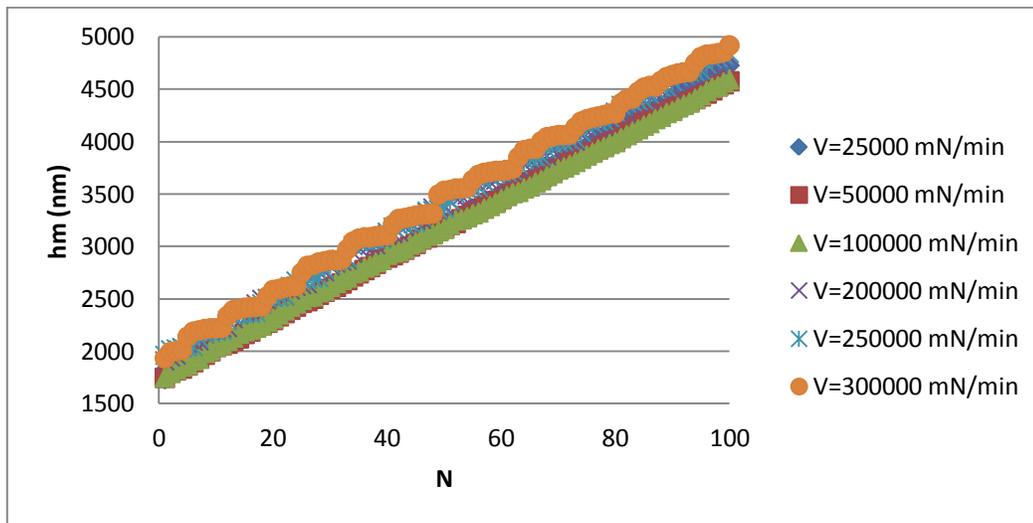


FIGURA 4.21 Profundidad de indentación h_m (nm) vs Número de ciclos (N).
Indentador esférico. Método Martens. Carga progresiva. Para el Aluminio 6082-T6.

En la Figura 4.22 presentamos la curva representativa del Área proyectada A_p (nm^2) con respecto al número de ciclos (N), mientras mayor es la cantidad de ciclos más grande es el área proyectada para cada una de las velocidades durante el ensayo, se observar un comportamiento similar para cada una de las velocidades durante los 100 ciclos. Los valores más bajos se presentan a 25000 mN/min y los valores más altos se presentan para 300000 mN/min, partiendo de un valor de área proyectada inicial de 124057136 nm^2 y un valor a los 100 ciclos de 233073728 nm^2 lo que indica un aumento de 87% del área proyectada para los 100 ciclos, porcentaje aproximado para todas las velocidades en vista de la similitud que presentan.

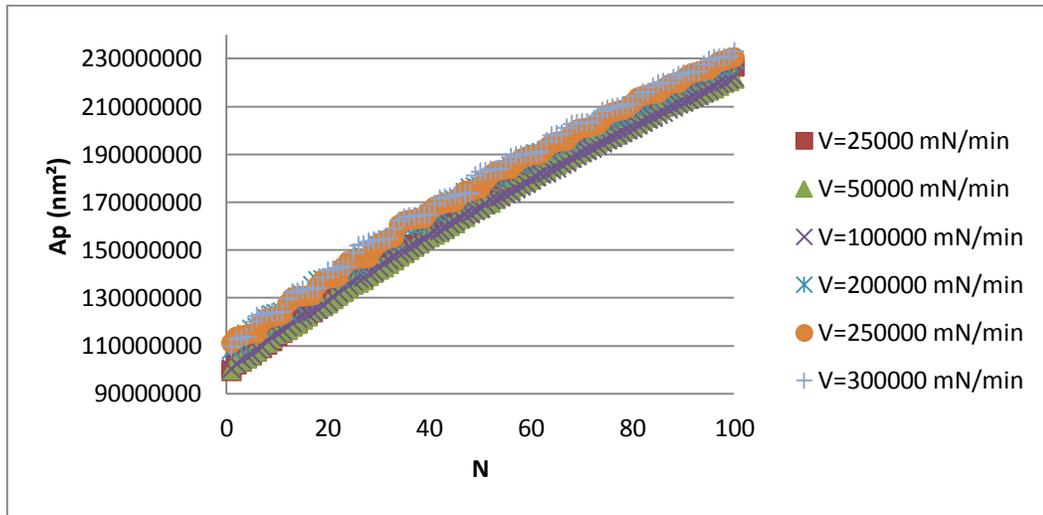


FIGURA 4.22 Área proyectada (nm^2) vs Número de ciclos (N). Indentador esférico. Método Martens. Carga progresiva. Para el Aluminio 6082-T6.

4.2.1.2 Método Tangente

La Tabla 4.6 presenta los valores de la carga aplicada F_m (mN), la profundidad de indentación máxima h_m (nm), el área proyectada A_p (nm^2), la dureza Vickers HV (kgf/mm^2), y el coeficiente de rigidez del material S (mN/min), para las velocidades descritas desde 25000 mN/min hasta 300000 mN/min. Se utilizó el indentador esférico y se mostrarán los valores arrojados de los ensayos con el método Tangente. De la misma manera se mostrarán los valores correspondientes a cada uno de los parámetros obtenidos por el método tangente en un orden de 10 en 10 para poder apreciar numéricamente los comportamientos, tomando en cuenta que para las velocidades de 200000, 250000 y 300000 mN/min no se calcularon los valores en la máquina, por ello se muestran los valores de los 110 hasta los 200 ciclos; no obstante, más adelante se presentarán las gráficas de cada uno de los parámetros medidos con respecto al número de ciclos con lo cual se realizarán las tendencias que mejor se ajustan a los datos obtenidos.

TABLA 4.6 Datos del ensayo de indentación a carga progresiva, usando un indentador esférico, extraídos por el método Tangente en el ALUMINIO 6082-T6.

V= 25.000 mN/min						
N	Fm (mN)	hm (nm)	Ap (nm ²)	HIT(Mpa)	Hv (Vickers)	S (mN/nm)
10	1187,65	2022,51	96296408	12333	1257,2	3,2389
20	1373,13	2313,13	111451928	12320	1255,9	3,7673
30	1563,45	2605,27	122109536	12804	1305,2	3,484
40	1759,43	2914,07	136387792	12900	1315	3,8301
50	1949,67	3211,7	148183952	13157	1341,2	3,8576
60	2139,95	3510,95	160582112	13326	1358,4	4,0556
70	2325,81	3812,25	172798544	13460	1372	4,3153
80	2514,33	4112,23	183456992	13705	1397,1	4,2858
90	2708,38	4411,91	195816992	13831	1409,9	4,7342
100	2896,55	4728,42	206125712	14052	1432,5	4,6858

V= 50.000 mN/min						
N	Fm (mN)	hm (nm)	Ap (nm ²)	HIT(Mpa)	Hv (Vickers)	S (mN/nm)
10	1215,38	2043,28	97192200	12505	1274,7	3,1676
20	1388,23	2300,65	109536688	12674	1291,9	3,4779
30	1574,99	2596,64	123162408	12788	1303,6	3,8277
40	1763,25	2895,28	134334288	13126	1338	3,6438
50	1955,25	3172,65	148064448	13205	1346,1	4,1515
60	2144,17	3455,18	157845680	13584	1384,7	3,9413
70	2338,85	3742,26	170432736	13723	1398,9	4,3624
80	2537	4019,54	181474016	13980	1425,1	4,5768
90	2721,47	4311,38	191646768	14200	1447,5	4,7197
100	2906,13	4576,88	200372352	14504	1478,5	4,6478

V= 100.000 mN/min						
N	Fm (mN)	hm (nm)	Ap (nm ²)	HIT(Mpa)	Hv (Vickers)	S (mN/nm)
10	1238,49	2045,86	103880768	11922	1215,3	4,8834
20	1403,79	2315,39	113413008	12378	1261,7	4,1663
30	1617,73	2616,91	128724576	12567	1281,1	4,8001
40	1815,52	2922,79	140171904	12952	1320,3	4,5624
50	1977,57	3171,6	150379136	13151	1340,5	4,7322
60	2168,58	3454,19	160696960	13495	1375,6	4,5273
70	2379,92	3736,96	172108704	13828	1409,6	4,7103
80	2540,35	3997,14	182405168	13927	1419,7	5,0086
90	2730,11	4294,19	192249632	14201	1447,6	4,8564
100	2923,69	4594,31	202492944	14438	1471,8	4,8945

V= 200.000 mN/min						
N	Fm (mN)	hm (nm)	Ap (nm ²)	HIT(Mpa)	Hv (Vickers)	S (mN/nm)
110	3197,25	5112,8	219516144	14565	1484,7	4,9724
120	3361,5	5379,25	227701328	14763	1504,9	5,0682
130	3597,68	5678,51	236465856	15214	1550,9	5,0075
140	3709,12	5920,38	243286800	15246	1554,1	5,2243
150	3964,53	6238,85	252486528	15702	1600,6	5,4721
160	4150,81	6518,68	259086432	16021	1633,1	5,3459
170	4293,48	6824,97	266352720	16120	1643,2	5,5731
180	4535,19	7141,71	273803680	16564	1688,4	5,8124
190	4661,27	7430,85	279711904	16665	1698,7	5,9773
200	4904,75	7752,69	285999264	17150	1748,2	6,1888

V= 250.000 mN/min						
N	Fm (mN)	hm (nm)	Ap (nm ²)	HIT(Mpa)	Hv (Vickers)	S (mN/nm)
110	3197,41	5124,09	222195664	14390	1466,9	5,4199
120	3436,57	5422,75	230610672	14902	1519,1	5,1904
130	3547,38	5688,97	238278384	14888	1517,6	5,4165
140	3787,23	6015,17	248026688	15269	1556,5	5,7493
150	4000,92	6273,26	254782528	15703	1600,7	5,7441
160	4102,69	6526,67	259850800	15789	1609,4	5,5573
170	4313,14	6840,81	268210928	16081	1639,3	6,01
180	4530,49	7144,15	274888128	16481	1680	6,1508
190	4700,65	7439,9	279687424	16807	1713,2	5,7864
200	4912,54	7744,18	285830304	17187	1752	6,1138

V= 300.000 mN/min						
N	Fm (mN)	hm (nm)	Ap (nm ²)	HIT(Mpa)	Hv (Vickers)	S (mN/nm)
110	3287,01	5215,03	225688992	14564	1484,6	5,3812
120	3436,36	5530,4	233531840	14715	1500	5,32
130	3632,94	5790,84	241274192	15057	1534,9	5,4311
140	3741,32	6041,06	247056704	15144	1543,7	5,2328
150	3963,87	6371,72	256823552	15434	1573,3	5,7259
160	4173,22	6678,87	264126464	15800	1610,6	5,7475
170	4367,25	6920,58	269480992	16206	1652	5,7871
180	4567,01	7237,85	276215424	16534	1685,4	5,9475
190	4792,21	7536,54	282241792	16979	1730,8	6,0718
200	4947,61	7794,86	286704064	17257	1759,1	6,1333

En la Figura 4.23 se observa la curva representativa de la Carga Fm (mN) con respecto al número de ciclos (N), como es un ensayo progresivo mientras mayor es la cantidad de ciclos más alta es la carga para cada una de las velocidades durante los 100 ciclos, esto se cumple para todas las velocidades presentando pocas variaciones entre ellas, debido a que la carga es progresivamente creciente.

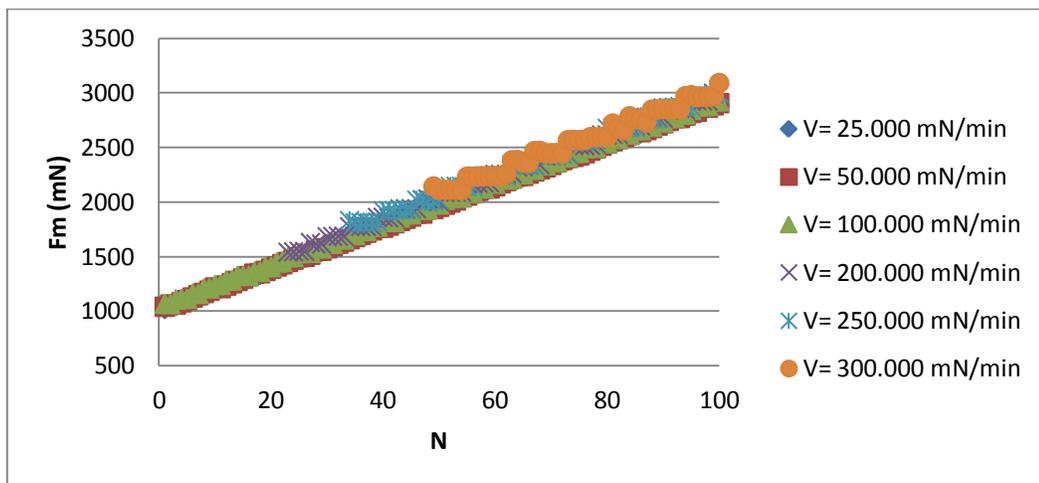


FIGURA 4.23 Carga Fm (mN) vs Número de ciclos (N). Indentador esférico. Método Tangente. Carga progresiva. Para el Aluminio 6082-T6.

En la Figura 4.24 se presenta la curva de la Profundidad de indentación h_m (nm) con respecto al número de ciclos (N), para todas las velocidades trabajadas, se puede observar un comportamiento similar para cada una de las velocidades durante el ensayo, aumentando la profundidad de indentación a medida que avanzan los ciclos. Los valores más altos se presentan para 300000 mN/min y los valores más bajos se encuentran a 25000 mN/min, partiendo de un valor de profundidad de indentación inicial de 2022,51 nm y un valor a los 100 ciclos de 4728,42 lo que indica un aumento de 133% de la profundidad para los 100 ciclos, porcentaje aproximado para todas las velocidades en vista de la similitud que presentan.

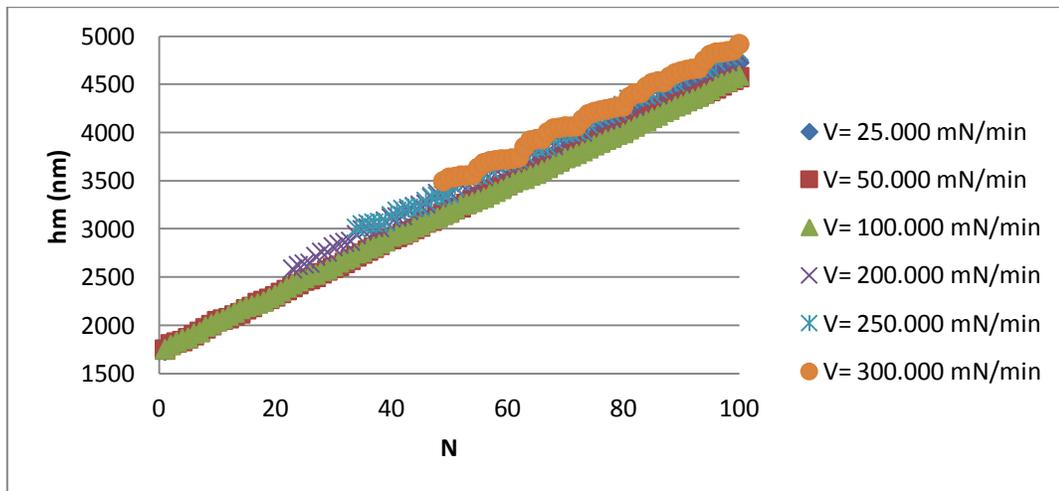


FIGURA 4.24 Profundidad de indentación h_m (nm) vs Número de ciclos (N). Indentador esférico. Método Tangente. Carga progresiva. Para el Aluminio 6082-T6.

En la Figura 4.25 se muestra la curva representativa del Área proyectada A_p (nm^2) con respecto al número de ciclos (N), mientras mayor es la cantidad de ciclos más grande es el área proyectada para cada una de las velocidades durante el ensayo, se observa que a mayor velocidad el área proyectada tiende a ser más grande. Al igual que en las figuras anteriores los valores más altos se presentan para 300000 mN/min y los valores más bajos se encuentran a 25000 mN/min, partiendo de un valor de área

proyectada inicial de 96296408 nm^2 y un valor a los 100 ciclos de 206125712 nm^2 lo que señala un aumento de 114% del área proyectada para los 100 ciclos, porcentaje aproximado para todas las velocidades en vista de la similitud que presentan.

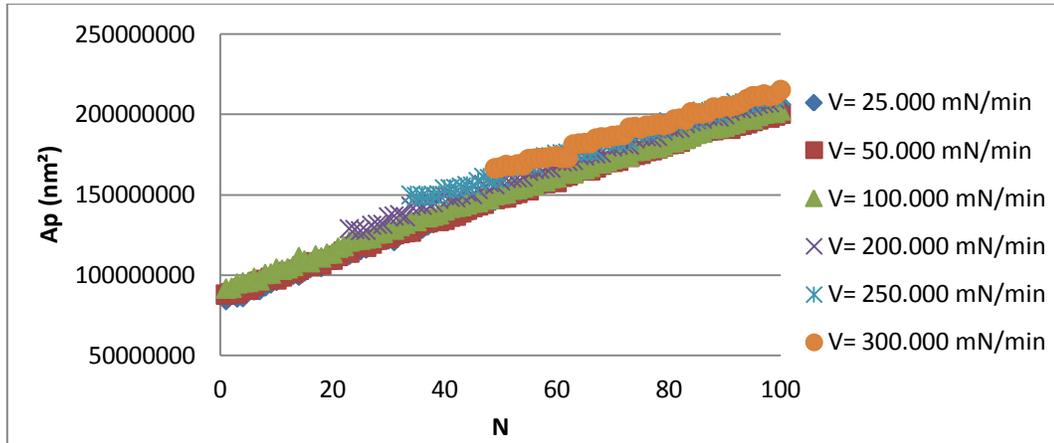


FIGURA 4.25 Área proyectada (nm^2) vs Número de ciclos (N). Indentador esférico. Método Tangente. Carga progresiva. Para el Aluminio 6082-T6.

En la Figura 4.26 se muestra la dispersión de puntos, donde cada punto representa la pendiente de la curva de descarga por indentación, mejor conocida como Rigidez del material S (mN/nm) con respecto al número de ciclos (N), se puede observar una tendencia creciente y similar para todas las velocidades. La línea de tendencia, para una velocidad de $200000 \text{ mN}/\text{min}$, así lo demuestra con un valor R cuadrado aceptable ($R^2=0,9812$).

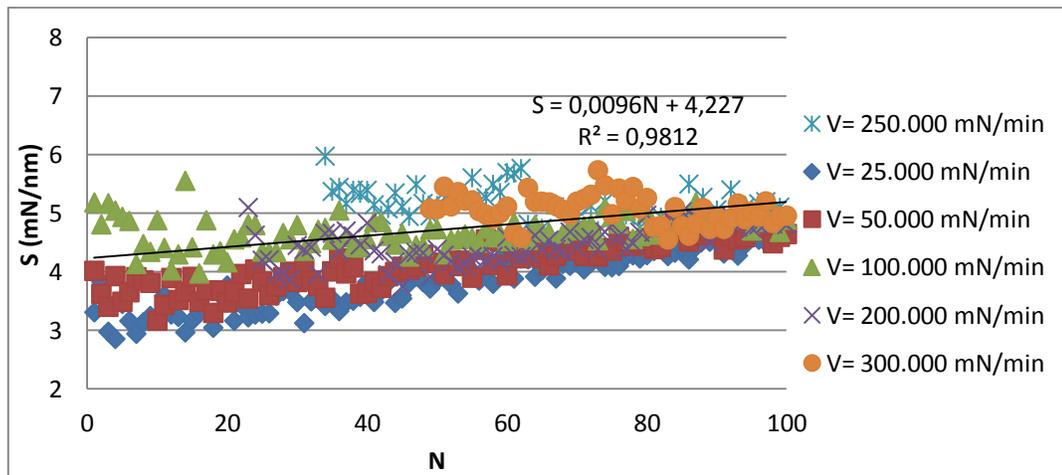


FIGURA 4.26 S (mN/nm) vs Número de ciclos (N). Indentador esférico. Método Tangente. Carga progresiva. Para el Aluminio 6082-T6.

4.2.2 INDENTADOR VICKERS

4.2.2.1 Método Martens

A continuación se presentarán las tablas correspondientes que presentarán los valores de la dureza Martens HM (MPa), la carga aplicada F_m (mN), la profundidad de indentación máxima h_m (nm) y el área proyectada A_p (nm²), para las velocidades descritas desde 25000 mN/min hasta 300000 mN/min. En ésta ocasión se utilizó el indentador Vickers y se mostrarán los valores arrojados de los ensayos con el método Martens. Se mostrarán los valores correspondientes a cada uno de los parámetros antes nombrados en un orden de 10 en 10 para poder apreciar numéricamente los comportamientos; sin embargo, luego se mostrarán las gráficas de cada uno de los parámetros medidos con respecto al número de ciclos con lo cual se podrá realizar las tendencias que mejor se ajustan a los valores medidos durante este ensayo.

TABLA 4.7 Datos del ensayo de indentación a carga progresiva, usando un indentador Vickers, extraídos por el método Martens en el ALUMINIO 6082-T6.

N	V= 25.000 mN/min				V= 50.000 mN/min			
	hm (Mpa)	Fm (mN)	hm (nm)	Ap (nm ²)	hm (Mpa)	Fm (mN)	hm (nm)	Ap (nm ²)
10	4392	1187,29	6264,85	270329856	4397,3	1210,58	6483,17	275303744
20	4880	1373,87	6777,26	281530496	4878,6	1395,14	7004,59	285971328
30	5369,6	1559,4	7250,76	290414208	5361,1	1577,84	7486,47	294311136
40	5896,6	1754,23	7697,07	297497920	5885,6	1772,24	7962,34	301115232
50	6399,9	1941,71	8149,22	303398144	6377,9	1952,22	8397,73	306093952
60	6922,2	2130,67	8577,35	307800864	6955,7	2155,07	8826,11	309830080
70	7463,7	2321,28	8999,09	311011936	7526,5	2351,84	9267,25	312472480
80	8052,9	2520,79	9400,37	313029728	8073,1	2533,16	9651,43	313777536
90	8630,7	2710,12	9782	314009984	8663,4	2721,63	10044,35	314153088
100	9228,3	2898,5	10149,72	314088832	9326,1	2923,1	10481,26	313431648

N	V= 100.000 mN/min				V= 200.000 mN/min			
	hm (Mpa)	Fm (mN)	hm (nm)	Ap (nm ²)	hm (Mpa)	Fm (mN)	hm (nm)	Ap (nm ²)
10	4368,7	1216,69	6630,98	278501280	4583,5	1284,18	6710,81	280171168
20	4974,4	1434,88	7139,32	288450016	5100	1476,19	7195,6	289451744
30	5423,4	1606,23	7606,79	296165920	5558,1	1653,14	7692,23	297427744
40	5899,6	1783,09	8052,02	302238080	6067,2	1840,85	8150,43	303412128
50	6409,3	1966,02	8463,8	306745376	6782,2	2092,72	8664,81	308558624
60	6958,7	2160,19	8910,75	310431872	7128,8	2219,04	9042,52	311279200
70	7598,2	2376,19	9325,75	312731072	7785,6	2439,11	9471,99	313283392
80	8191,3	2571,57	9735,44	313939392	8289,7	2603,55	9831,04	314069600
90	8708,5	2735,5	10114,91	314117760	8856,9	2781,35	10200,41	314033088
100	9364,4	2934,65	10497,11	313382944	9492,7	2972,89	10559,41	313176128

N	V= 250.000 mN/min				V= 300.000 mN/min			
	hm (Mpa)	Fm (mN)	hm (nm)	Ap (nm ²)	hm (Mpa)	Fm (mN)	hm (nm)	Ap (nm ²)
10	4574,9	1287,86	6776,11	281507296	4520,7	1283,4	6896,31	283896704
20	5161,8	1505,21	7320,8	291608544	5216,8	1532,32	7449,86	293728832
30	5515,6	1642	7711,1	297700192	5623,2	1682,22	7814,61	299155264
40	6063,8	1843,2	8198,83	303967296	6063,2	1843,37	8204,04	304026208
50	6650,4	2050,98	8645,77	308397824	6774,4	2092,85	8710,57	308935968
60	7274,5	2265,03	9056,72	311363936	7161,3	2230,01	9062,61	311398752
70	7921,6	2480,84	9440,37	313175360	7857,1	2463,05	9535,25	313480704
80	8333,4	2617,07	9811,56	314047744	8324,2	2614,6	9858,42	314096288
90	8874,5	2787,35	10153,34	314085408	8999,7	2824,33	10326,08	313825216
100	9656,9	3024,75	10546,38	313221408	9636,4	3013,88	10667,35	312760160

En los ensayos a carga progresiva utilizando el indentador Vickers con el método Martens se muestran cuatro gráficas representando los valores de Dureza Martens HM (MPa), Carga Fm (mN), Profundidad de indentación hm (nm) y Área proyectada (nm²) con respecto al número de ciclos (N). Se presentan los valores para 100 ciclos característicos con las curvas respectivas de todas las velocidades 25000, 50000, 100000, 200000, 250000 y 300000 mN/min haciendo una comparación entre ellas.

En la Figura 4.27 se observa la curva de Dureza Martens HM (Mpa) con respecto al número de ciclos (N), donde se puede observar que la dureza aumenta a medida que se generan los ciclos, presentando una tendencia lineal y evidenciándose para todas las velocidades un comportamiento similar. A pesar de que es poca la variación entre las velocidades se tiene que los valores más altos de dureza se encuentran a los 250000 mN/min con un valor inicial de 4574,9 MPa y un valor final de 9656,9 MPa, esto quiere decir un aumento del 111.01 %, porcentaje aproximado para todas las velocidades en vista de la similitud que presentan.

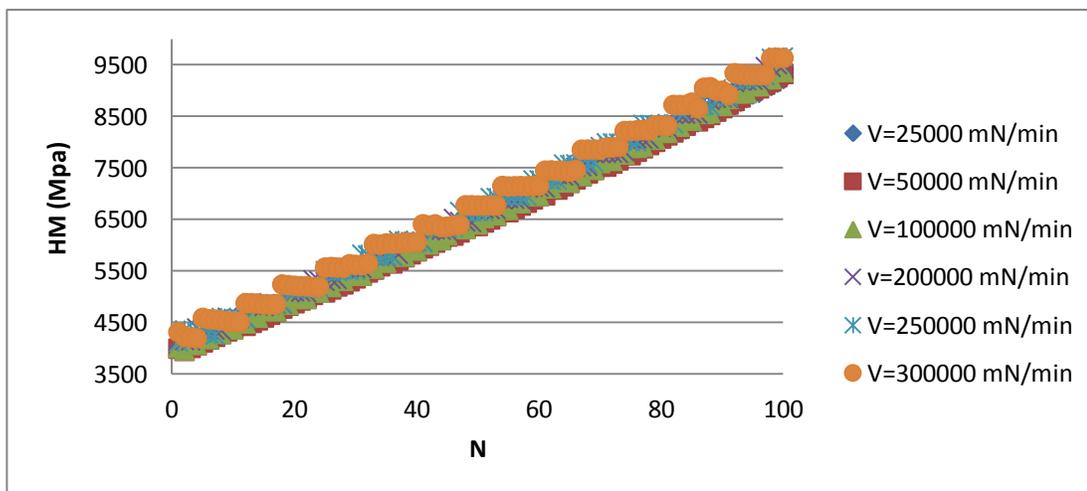


FIGURA 4.27 Dureza Martens HM (Mpa) vs Número de ciclos (N). Indentador Vickers. Método Martens. Carga progresiva. Para el Aluminio 6082-T6.

En la Figura 4.28 se observa la curva representativa de la Carga F_m (mN) con respecto al número de ciclos (N), como es un ensayo progresivo mientras mayor es la cantidad de ciclos más alta es la carga para cada una de las velocidades durante los 100 ciclos, se presentan tendencias similares para todas las velocidades ensayadas. Los valores mínimos se presentan a 25000 mN/min y los valores más altos se presentan para 250000 mN/min, partiendo de un valor de carga inicial de 1287,86 mN y un valor a los 100 ciclos de 3024,75 mN lo que nos indica un aumento de 134,87 %, porcentaje aproximado para todas las velocidades en vista de la similitud que presentan.

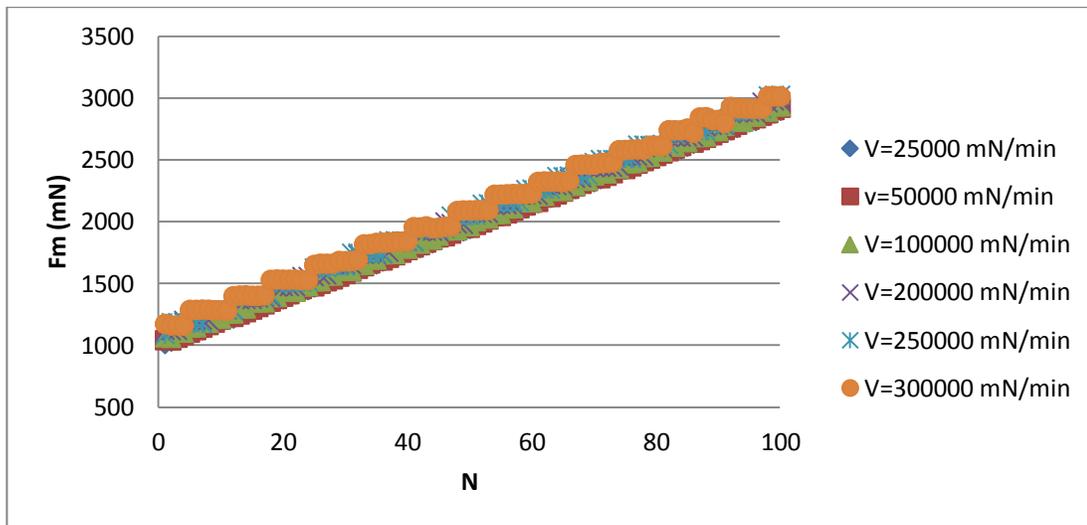


FIGURA 4.28 Carga F_m (mN) vs Número de ciclos (N). Indentador Vickers. Método Martens. Carga progresiva. Para el Aluminio 6082-T6.

En la Figura 4.29 se presenta la curva de la variación de Profundidad de indentación h_m (nm) con respecto al número de ciclos (N), es posible observar un comportamiento similar para cada una de las velocidades durante el ensayo, aumentando la profundidad a medida que avanzan los ciclos. Los valores más bajos se presentan a 25000 mN/min y los valores más altos se presentan para 300000 mN/min, partiendo de un valor de profundidad de indentación inicial de 6896,31 nm

y un valor a los 100 ciclos de 10667,35 nm lo que nos indica un aumento de profundidad de un 54% para los 100 ciclos, porcentaje aproximado para todas las velocidades en vista de la similitud que presentan.

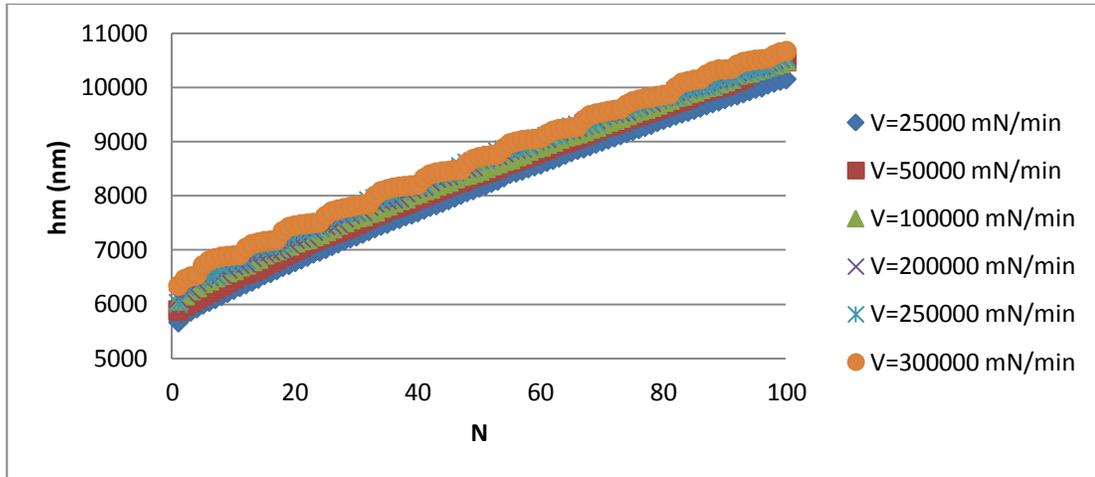


FIGURA 4.29 Profundidad de indentación h_m (nm) vs Número de ciclos (N).

Indentador Vickers. Método Martens. Carga progresiva. Para el Aluminio 6082-T6.

En la Figura 4.30 se observa la curva representativa del Área proyectada A_p (nm^2) con respecto al número de ciclos (N), mientras mayor es la cantidad de ciclos más grande es el área proyectada para cada una de las velocidades durante el ensayo, se observa que a mayor velocidad el área proyectada tiende a ser más grande. Los valores a la velocidad de 25000 mN/min parten de un valor de área proyectada inicial de 270329856 nm^2 y un valor a los 100 ciclos de 314088832 nm^2 lo que indica un aumento de 16,18 % del área proyectada para los 100 ciclos, porcentaje aproximado para todas las velocidades en vista de la similitud que presentan.

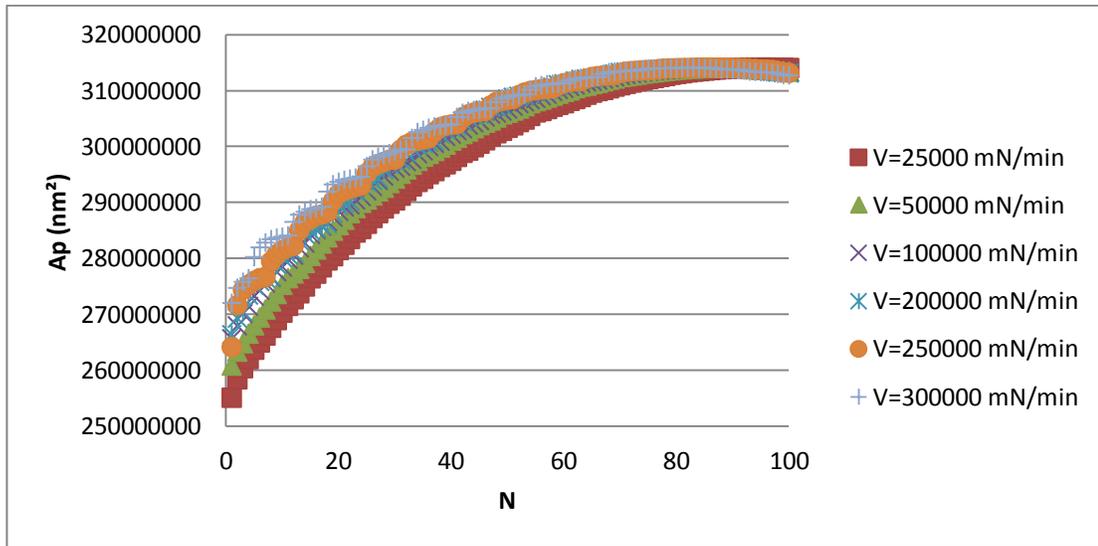


FIGURA 4.30 Área proyectada (nm^2) vs Número de ciclos (N). Indentador Vickers. Método Martens. Carga progresiva. Para el Aluminio 6082-T6.

4.2.2.2 Método Tangente

La Tabla 4.8 presenta las tablas correspondientes mostrando los valores de la carga aplicada F_m (mN), la profundidad de indentación máxima h_m (nm), el área proyectada A_p (nm^2), la dureza Vickers (H_v), y el coeficiente de rigidez del material S (mN/min), para las velocidades descritas desde 25000 mN/min hasta 300000 mN/min. Se utilizó el indentador Vickers y se mostrarán los valores arrojados de los ensayos con el método Tangente. De la misma manera se mostrarán los valores correspondientes a cada uno de los parámetros obtenidos por el método tangente en un orden de 10 en 10 para poder apreciar numéricamente los comportamientos, tomando en cuenta que para las velocidades de 200000, 250000 y 300000 mN/min no se calcularon los valores en la máquina, por ello se muestran los valores de los 110 hasta los 200 ciclos; no obstante, más adelante se presentarán las gráficas de cada uno de los parámetros medidos con respecto al número de ciclos con lo cual se realizarán las tendencias que mejor se ajustan a los datos obtenidos.

TABLA 4.8 Datos del ensayo de indentación a carga progresiva, usando un indentador Vickers, extraídos por el método Tangente en el ALUMINIO 6082-T6.

V= 25.000 mN/min						
N	Fm (mN)	hm (nm)	Ap (nm ²)	HIT(Mpa)	Hv (Vickers)	S (mN/nm)
10	1187,29	6264,85	261867264	4533,9	462,18	3,1597
20	1373,87	6777,26	272826688	5035,7	513,32	3,1477
30	1559,4	7250,76	282249120	5524,9	563,19	3,288
40	1754,23	7697,07	290566432	6037,3	615,42	3,7522
50	1941,71	8149,22	296448672	6549,9	667,68	3,4947
60	2130,67	8577,35	301964224	7056	719,27	3,6329
70	2321,28	8999,09	306567584	7571,9	771,85	3,9741
80	2520,79	9400,37	309669280	8140,3	829,79	3,9894
90	2710,12	9782	312172096	8681,5	884,96	4,4363
100	2898,5	10149,72	313486688	9246	942,51	4,4716

V= 50.000 mN/min						
N	Fm (mN)	hm (nm)	Ap (nm ²)	HIT(Mpa)	Hv (Vickers)	S (mN/nm)
10	1210,58	6483,17	266016880	4550,8	463,89	2,8234
20	1395,14	7004,59	278639360	5007	510,4	3,5339
30	1577,84	7486,47	287135584	5495,1	560,15	3,5615
40	1772,24	7962,34	294891136	6009,8	612,62	3,8439
50	1952,22	8397,73	300116096	6504,9	663,09	3,6258
60	2155,07	8826,11	305312192	7058,6	719,53	4,0074
70	2351,84	9267,25	309023776	7610,5	775,79	4,1504
80	2533,16	9651,43	311550304	8130,8	828,83	4,3057
90	2721,63	10044,35	313318304	8686,5	885,47	4,6002
100	2923,1	10481,26	314111840	9305,9	948,62	4,6249

V= 100.000 mN/min						
N	Fm (mN)	hm (nm)	Ap (nm ²)	HIT(Mpa)	Hv (Vickers)	S (mN/nm)
10	1216,69	6630,98	271002496	4489,6	457,65	3,4448
20	1434,88	7139,32	280146816	5121,9	522,11	3,0469
30	1606,23	7606,79	288527104	5567	567,48	3,282
40	1783,09	8052,02	295379296	6036,6	615,35	3,453
50	1966,02	8463,8	301162976	6528,1	665,45	3,7933
60	2160,19	8910,75	305616576	7068,3	720,52	3,7333
70	2376,19	9325,75	309369632	7680,7	782,95	4,0014
80	2571,57	9735,44	311977440	8242,8	840,24	4,303
90	2735,5	10114,91	313343264	8730,1	889,91	4,2451
100	2934,65	10497,11	314110080	9342,7	952,37	4,6115

V= 200.000 mN/min						
N	Fm (mN)	hm (nm)	Ap (nm ²)	HIT(Mpa)	Hv (Vickers)	S (mN/nm)
110	3177,74	10925,97	313894176	10124	1032	4,7671
120	3368,02	11253,14	312966656	10762	1097	5,0625
130	3550,44	11581,75	311590112	11395	1161,5	5,0477
140	3766,66	11989,04	309104704	12186	1242,2	4,9931
150	3906,1	12222,67	307067328	12721	1296,7	5,2576
160	4150,4	12523,04	304261248	13641	1390,5	5,1648
170	4343,68	12842,82	300634496	14448	1472,8	5,3158
180	4532,37	13184,12	296000768	15312	1560,9	5,5396
190	4740,76	13472,35	291495072	16264	1657,9	5,6747
200	4848,64	13749,92	287413024	16870	1719,7	5,6247

V= 250.000 mN/min						
N	Fm (mN)	hm (nm)	Ap (nm ²)	HIT(Mpa)	Hv (Vickers)	S (mN/nm)
110	3150,24	10831,6	314025152	10032	1022,6	4,9178
120	3399,74	11242,24	313034784	10861	1107,1	5,1013
130	3634,23	11574,88	311507552	11667	1189,3	5,2171
140	3738,26	11862,8	309951712	12061	1229,4	5,1336
150	3936,58	12190,72	306959104	12824	1307,3	5,681
160	4159,02	12508,56	303961120	13683	1394,8	5,6691
170	4329,48	12799,34	300901152	14388	1466,7	5,6101
180	4532,71	13090,35	297234432	15250	1554,5	5,6915
190	4754,1	13381,01	293172352	16216	1653	5,767
200	4875,75	13613,29	289219072	16858	1718,5	5,9435

V= 300.000 mN/min						
N	Fm (mN)	hm (nm)	Ap (nm ²)	HIT(Mpa)	Hv (Vickers)	S (mN/nm)
110	3161,75	11012,14	313719136	10078	1027,3	4,8173
120	3444,47	11410,27	312379328	11027	1124	5,0154
130	3637,26	11786,32	310551520	11712	1193,9	4,9316
140	3800,11	12080,44	308369600	12323	1256,2	5,1386
150	3930,62	12325,79	306036608	12844	1309,2	5,3536
160	4193,52	12674,81	302843232	13847	1411,5	5,2327
170	4364,59	12950,91	299163584	14589	1487,2	5,555
180	4517,44	13208,16	295683648	15278	1557,4	5,6347
190	4793,75	13495,67	291682432	16435	1675,3	5,5286
200	4880,19	13761,7	287175808	16994	1732,3	5,7398

En los ensayos a carga progresiva utilizando el Indentador Vickers y el método Tangente presentaremos la misma cantidad de curvas que con el Indentador Esférico. En la Figura 4.31 se observa la curva de la Carga aplicada Fm (mN) con respecto al número de ciclos (N), como es un ensayo progresivo mientras mayor es la cantidad de ciclos más alta es la carga para cada una de las velocidades durante los 100 ciclos.

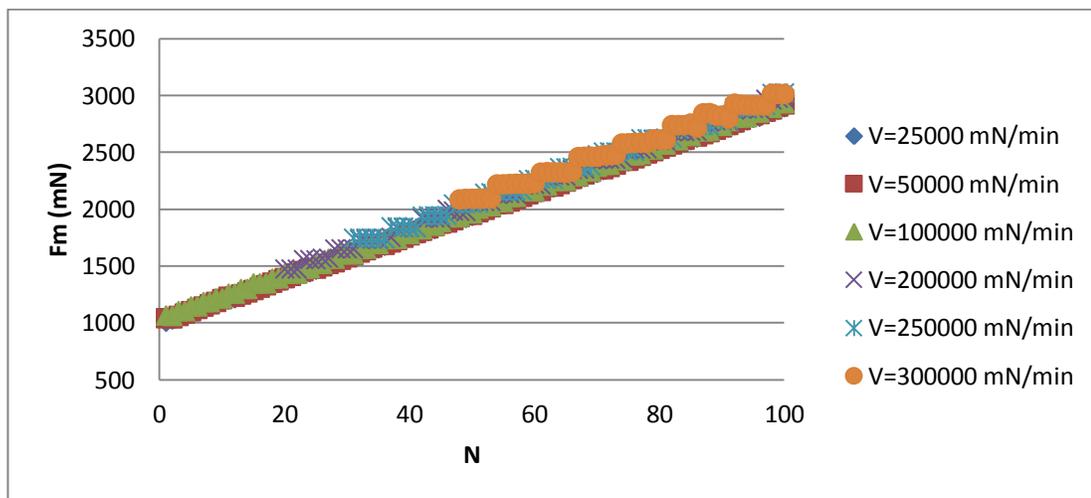


FIGURA 4.31 Carga Fm (mN) vs Número de ciclos (N). Indentador Vickers. Método Tangente. Carga progresiva. Para el Aluminio 6082-T6.

En la Figura 4.32 se presenta la curva de la Profundidad de indentación h_m (nm) con respecto al número de ciclos (N). Se puede observar un comportamiento similar para cada una de las velocidades durante el ensayo, aumentando la profundidad a medida que avanzan los ciclos. Los valores más altos se presentan para 300000 mN/min y los valores más bajos se encuentran a 25000 mN/min, partiendo de un valor de profundidad de indentación inicial de 6264,85 nm y un valor a los 100 ciclos de 10149,72 nm lo que nos indica un aumento de 62% de la profundidad para los 100 ciclos, porcentaje aproximado para todas las velocidades en vista de la similitud que presentan.

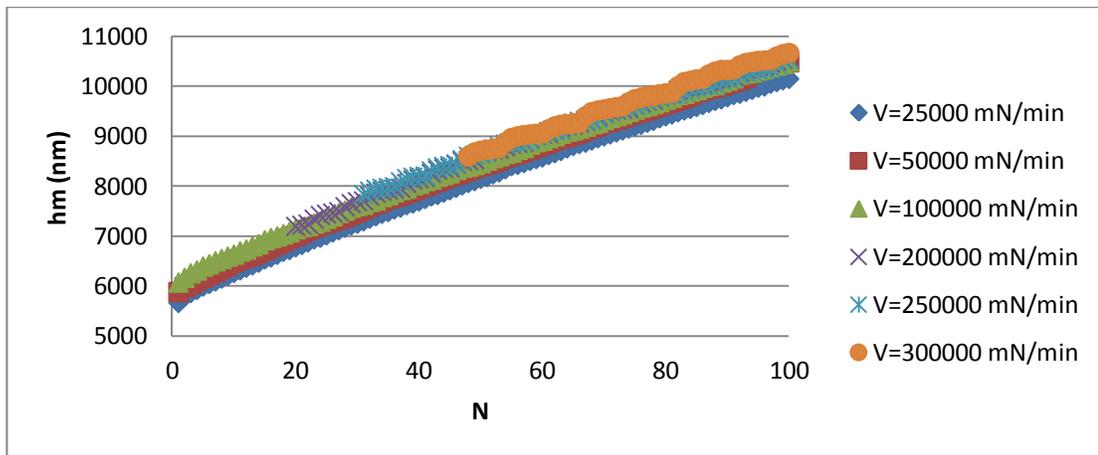


FIGURA 4.32 Profundidad de indentación h_m (nm) vs Número de ciclos (N).
Indentador Vickers. Método Tangente. Carga progresiva. Para el Aluminio 6082-T6.

En la Figura 4.33 se muestra la curva representativa del Área proyectada A_p (nm^2) con respecto al número de ciclos (N), mientras mayor es la cantidad de ciclos más grande es el área proyectada para cada una de las velocidades durante el ensayo, se observa que a mayor velocidad el área proyectada tiende a ser más grande. Al igual que en las figuras anteriores los valores más altos se presentan para 300000 mN/min y los valores más bajos se encuentran a 25000 mN/min, partiendo de un valor de área proyectada inicial de 261867264 nm^2 y un valor a los 100 ciclos de 313486688 nm^2

lo que nos indica un aumento de 19% del área proyectada para los 100 ciclos, porcentaje aproximado para todas las velocidades en vista de la similitud que presentan.

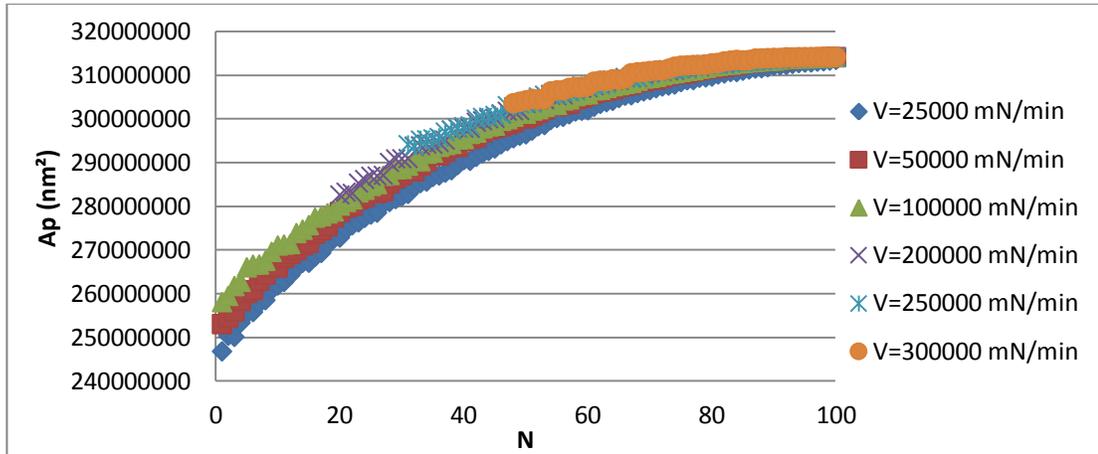


FIGURA 4.33 Área proyectada (nm^2) vs Número de ciclos (N). Indentador Vickers. Método Tangente. Carga progresiva. Para el Aluminio 6082-T6.

En la Figura 4.34 se muestra la dispersión de puntos, donde cada punto representa la Pendiente de la curva de descarga por indentación, mejor conocida como Rigidez del material S (mN/nm) con respecto al número de ciclos (N), se puede observar una tendencia creciente y similar para todas las velocidades. La línea de tendencia, para una velocidad de $100000 \text{ mN}/\text{mm}$, así lo demuestra con un valor R cuadrado aceptable ($R^2=0,9232$).

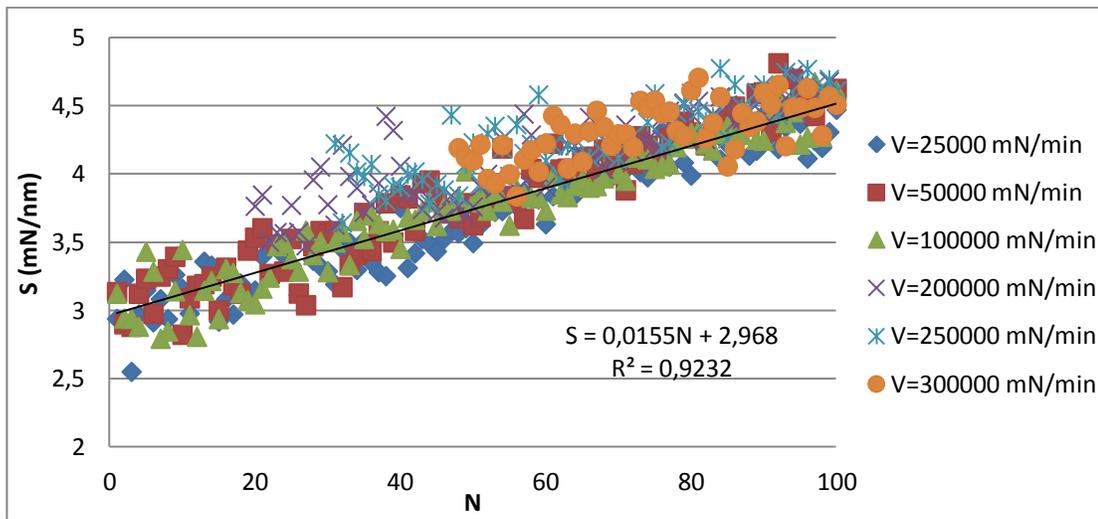


FIGURA 4.34 S (mN/nm) vs Número de ciclos (N). Indentador Vickers. Método Tangente. Carga progresiva. Para el Aluminio 6082-T6.

A continuación se mostrarán las Tablas 4.9 y 4.10, correspondientes a la tasa de profundidad de deformación por ciclos, para el indentador esférico y el piramidal (Vickers) respectivamente, los cuales se presentaran de 10 en 10 para poder apreciar fácilmente las variaciones para cada nivel de carga. Seguidamente de cada tabla se presentaran las Figuras 4.35 y 4.36, donde se grafica la dhm/dN para cada nivel de carga durante 100 ciclos.

TABLA 4.9 Tasa de profundidad de deformación por ciclos, utilizando un indentador esférico.

dhm/dN					
N	10000mN	7500mN	5000mN	2500mN	1000mN
1	240,1794	117,88	62,49782	15,23095	16,78509
10	24,8791624	12,0625778	6,36157818	1,53541929	1,71089625
20	12,5722069	6,07323983	3,19781109	0,76957438	0,86038381
30	8,4336283	4,06527646	2,13854034	0,51377819	0,57552279
40	6,35312327	3,05774128	1,60746209	0,38572182	0,43267398
50	5,09988041	2,45165764	1,28818113	0,30881855	0,34678086
60	4,26177207	2,04677635	1,07499237	0,25751307	0,28942169
70	3,66157316	1,7570862	0,92251637	0,22084461	0,24839334
80	3,21042882	1,53950477	0,80803221	0,19332936	0,21758519
90	2,85886177	1,37006144	0,71890255	0,17191918	0,19359823
100	2,57712661	1,23435513	0,64753742	0,15478433	0,17439084

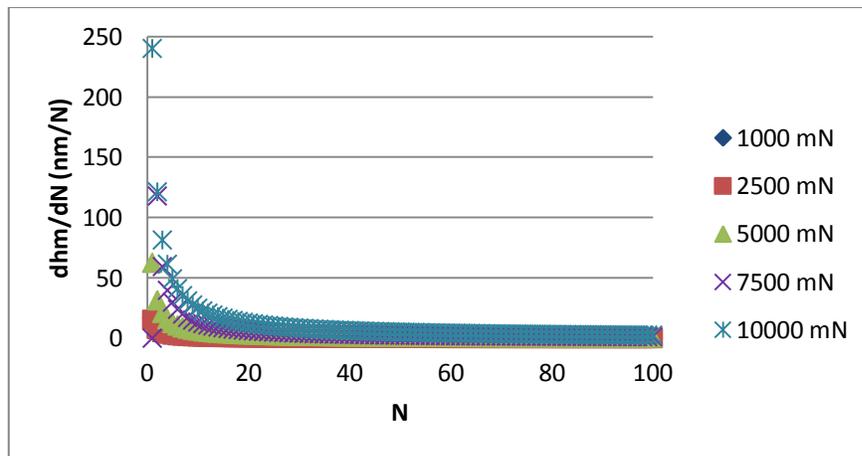


FIGURA 4.35 Profundidad de indentación por ciclos dhm/dN (nm/N) vs Número de ciclos (N). Indentador esférico. Método Martens. Carga Constante. Para el Aluminio 6082-T6.

TABLA 4.10 Tasa de profundidad de deformación por ciclos, utilizando un indentador Vickers.

dhm/dN					
N	1000mN	2500mN	5000mN	7500mN	10000mN
1	37,72146	52,7456	54,2295	86,802	124,8576
10	3,8228609	5,3393235	5,47186785	8,782734045	12,67111938
20	1,9191303	2,6794873	2,74333991	4,406918198	6,363727566
30	1,2824326	1,7901677	1,83178762	2,944027047	4,25350849
40	0,9634306	1,3446745	1,37538297	2,211262223	3,196010337
50	0,7717427	1,0770126	1,10126435	1,771024114	2,560462304
60	0,6437993	0,8983782	0,91837307	1,477226374	2,136209786
70	0,5523216	0,7706678	0,7876503	1,267189868	1,832844287
80	0,4836558	0,6748117	0,68955302	1,10954649	1,605109894
90	0,4302101	0,6002072	0,61321764	0,986856166	1,427840267
100	0,3874258	0,5404882	0,5521227	0,888647926	1,285923055

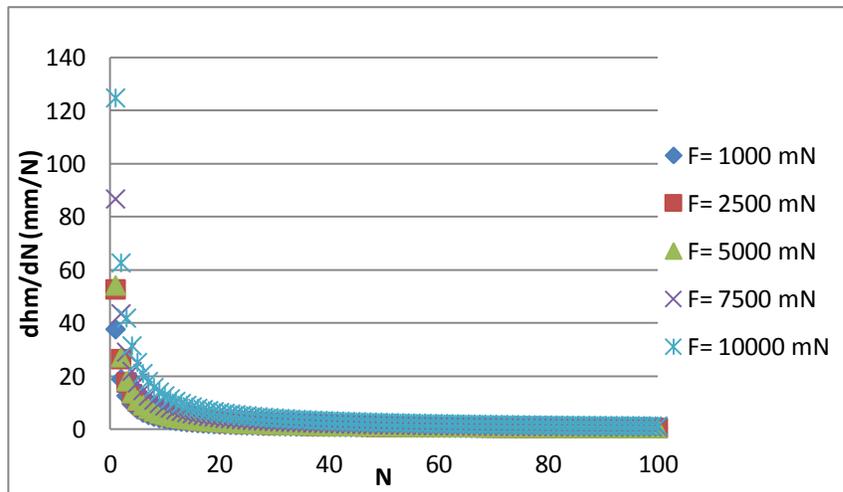


FIGURA 4.36 Profundidad de indentación por ciclos dhm/dN (nm/N) vs Número de ciclos (N). Indentador Vickers. Método Martens. Carga Constante. Para el Aluminio 6082-T6.

A continuación se presentará la curva obtenida directamente de la máquina Microindenter CSM, del ensayo de fatiga por microindentación instrumentada a carga constante, para la carga de 10000 mN, graficando los parámetros de carga F_m (mN)

respecto a la profundidad de indentación h_m (nm), para un indentador esférico durante los 1000 ciclos. En dicha Figura 4.37, adicionalmente, se podrá apreciar algunos saltos de carga, realizados por la máquina, por lo cual se decidió trabajar con los primeros 100 ciclos.

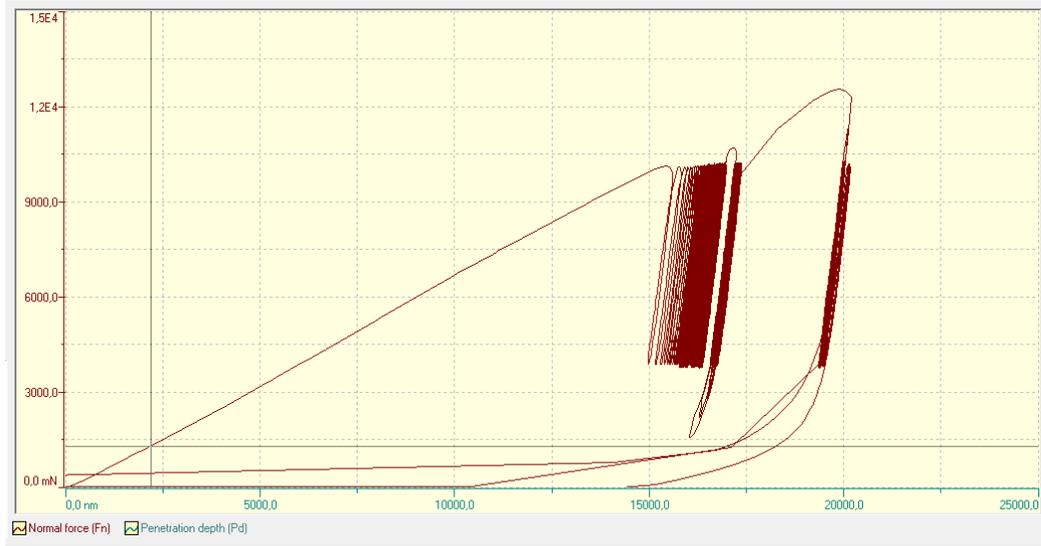


FIGURA 4.37 Carga F_m (mN) vs Profundidad de indentación h_m (nm). Carga de 10000 mN durante 1000 ciclos. Indentador esférico. Carga Constante. Para el Aluminio 6082-T6

En la figura 4.38 se presentan resumidas las cargas de 1000, 2500, 5000, 7500 y 10000 mN respecto a la profundidad de indentación a los 100 ciclos, para el indentador esférico. Continuamente en la Figura 4.39 se puede observar la recta de mejor ajuste de la curva mostrada en la Figura 4.38, donde se aprecia el incremento lineal de la carga con respecto a la profundidad de indentación.

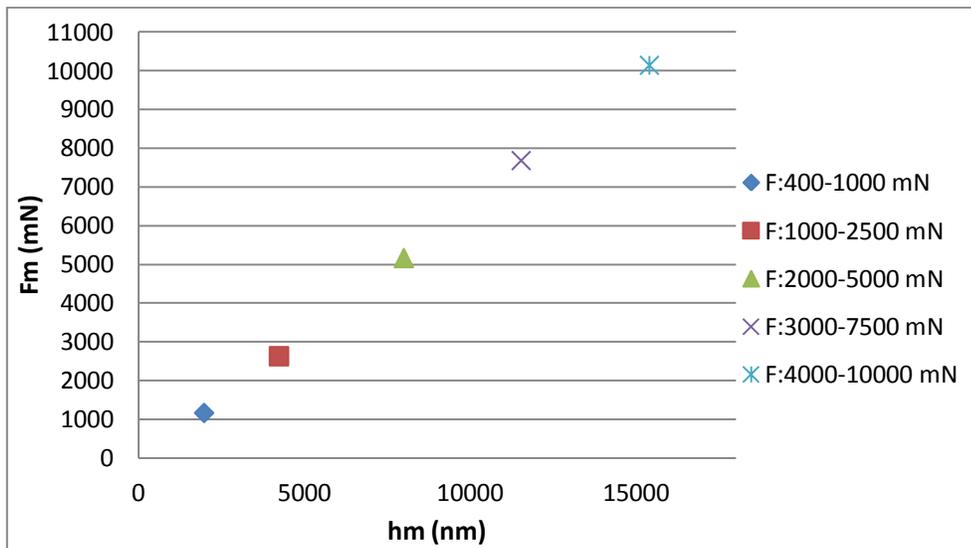


FIGURA 4.38 Carga F_m (mN) vs Profundidad de indentación h_m (nm). Indentador esférico. A los 100 ciclos. Método Martens. Carga Constante. Para el Aluminio 6082-T6

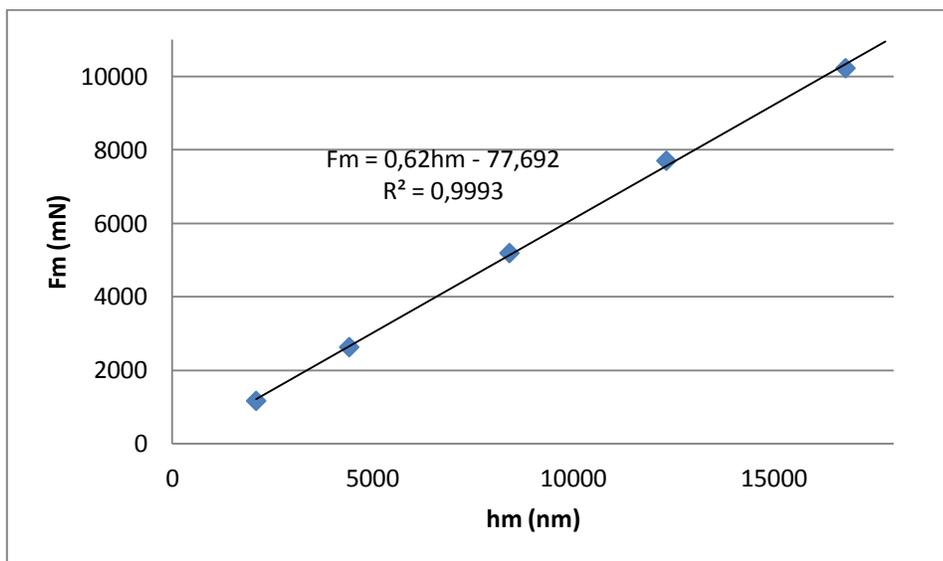


FIGURA 4.39 Carga F_m (mN) vs Profundidad de indentación h_m (nm) con línea de tendencia. Indentador esférico. Extrapolada los 100 ciclos. Método Martens. Carga Constante. Para el Aluminio 6082-T6

En la siguiente figura se presentará la curva obtenida directamente de la máquina Microindenter CSM, del ensayo de fatiga por microindentación instrumentada a carga constante, para el nivel de carga de 10000 mN, graficando la carga F_m (mN) respecto a la profundidad de indentación h_m (nm), para un indentador Vickers durante los 1000 ciclos. Igualmente en la Figura 4.40, se podrá apreciar algunos saltos de carga, realizados por la máquina, por lo cual se decidió trabajar con los primeros 100 ciclos.



FIGURA 4.40 Carga F_m (mN) vs Profundidad de indentación h_m (nm). Carga de 10000 mN durante 1000 ciclos. Indentador Vickers. Carga Constante. Para el Aluminio 6082-T6.

En la Figura 4.41 se presentan resumidas las cargas de 1000, 2500, 5000, 7500 y 10000 mN respecto a la profundidad de indentación a los 100 ciclos. En este caso para el indentador Vickers. Seguidamente en la Figura 4. 42, se observa la curva de mejor ajuste de la Figura 4.41, que presenta una ecuación de $F_m=4.10^{-5}h_m^{1,9531}$, donde se aprecia que el exponente de h_m (1,9531) tiende a un valor numérico de 2, aproximándose a una tendencia hacia un incremento cuadrático de la carga con respecto a la profundidad de indentación.

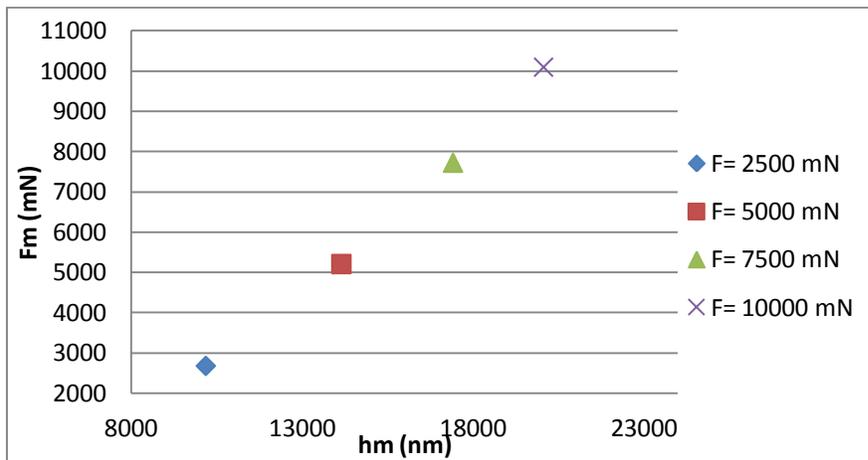


FIGURA 4.41 Carga F_m (mN) vs Profundidad de indentación h_m (nm). Indentador Vickers. A los 100 ciclos. Método Tangente. Carga Constante. Para el Aluminio 6082-T6.

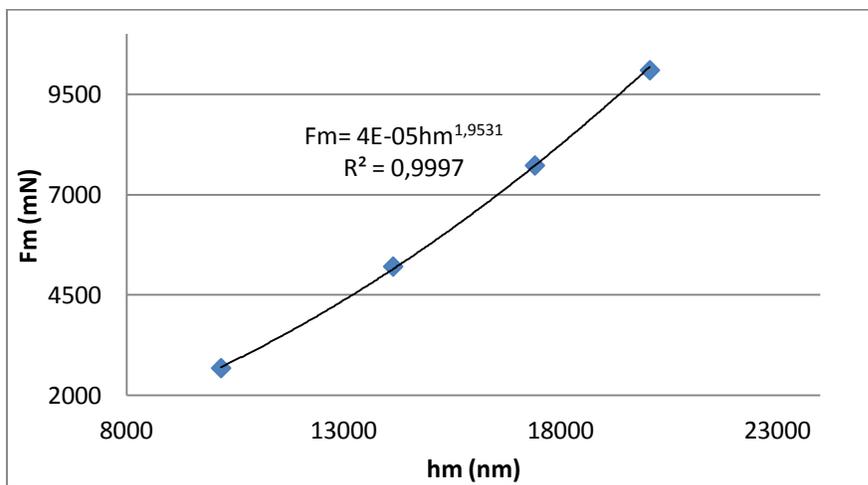


FIGURA 4.42 Carga F_m (mN) vs Profundidad de indentación h_m (nm) con línea de tendencia. Indentador Vickers. A los 100 ciclos. Método Tangente. Carga Constante. Para el Aluminio 6082-T6.

En la Figura 4.43, que representa la dureza Martens (MPa) con respecto a la profundidad de indentación (nm). Se presentan los distintos niveles de carga realizados en los ensayos de fatiga por microindentación instrumentada, con diferentes niveles de carga de 1000 mN hasta 10000 mN, tomando en cuenta el valor

de la dureza para las respectivas cargas a 100 ciclos, para un indentador esférico. Se puede apreciar como en la medida en que aumentan los niveles de carga de 1000, 2500, 5000, 7500 y 10000 mN se observa un comportamiento ascendente polinómico, presentado en la Figura 4.44.

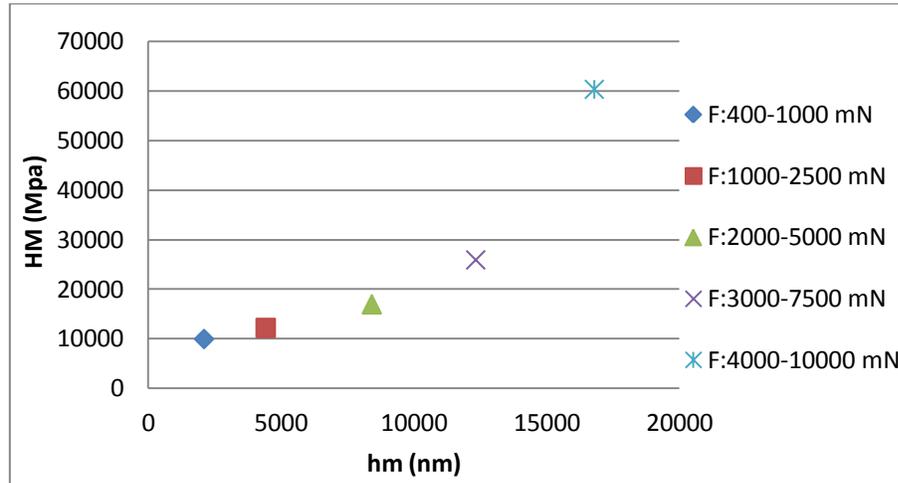


FIGURA 4.43 Dureza Martens HM (MPa) vs Profundidad de indentación hm (nm). A los 100 ciclos. Indentador esférico. Método Martens. Carga Constante. Para el Aluminio 6082-T6.

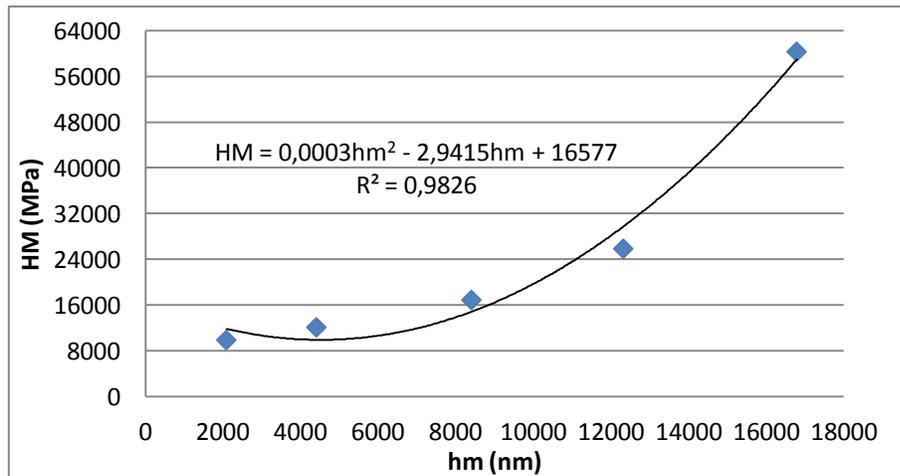


FIGURA 4.44 Dureza Martens HM (MPa) vs Profundidad de indentación hm (nm). Con curva de tendencia a los 100 ciclos. Indentador esférico. Método Martens. Carga Constante. Para el Aluminio 6082-T6.

En la Figura 4.45, se observa la dureza Vickers (kgf/mm^2) con respecto a la profundidad de indentación (nm). En esta figura se aprecian los distintos niveles de carga realizados en los ensayos de fatiga por microindentación instrumentada, con diferentes niveles de carga de 1000 mN hasta 10000 mN, tomando en cuenta el valor de la dureza para las respectivas cargas a 100 ciclos, para un indentador Vickers. Se puede destacar como en la medida en que aumenta cada nivel de carga, se observa un crecimiento exponencial, presentado en la Figura 4.46.

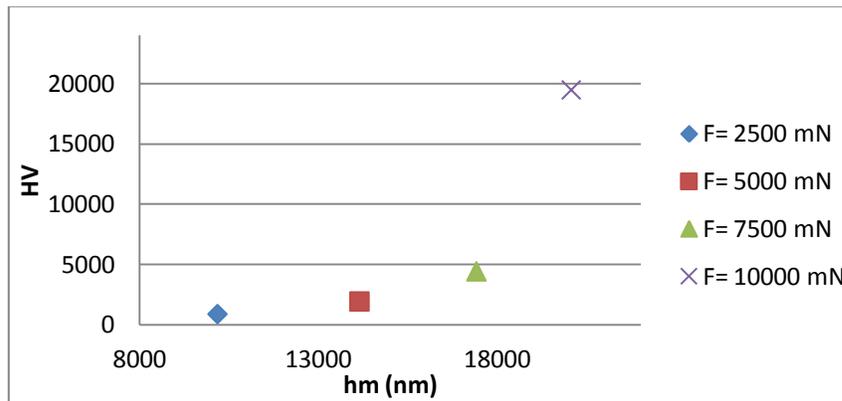


FIGURA 4.45 Dureza Vickers HV (kgf/mm^2) vs Profundidad de indentación hm (nm.) A los 100 ciclos. Indentador Vickers. Método Tangente. Carga Constante. Para el Aluminio 6082-T6.

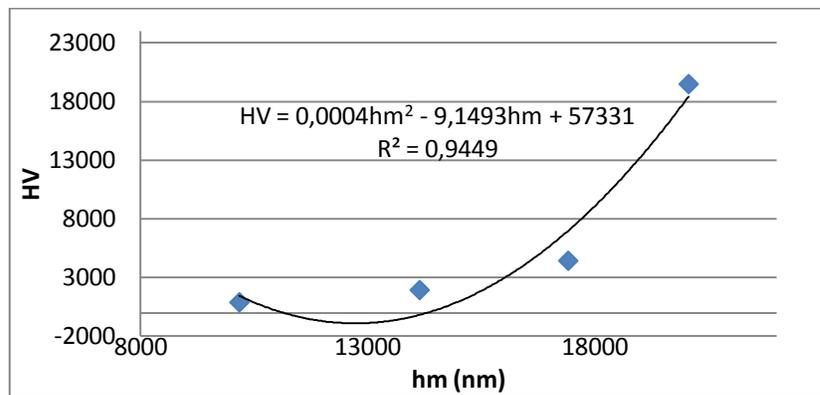


FIGURA 4.46 Dureza Vickers HV (kgf/mm^2) vs Profundidad de indentación hm (nm). Con curva de tendencia a los 100 ciclos. Indentador Vickers. Método Tangente. Carga Constante. Para el Aluminio 6082-T6.

4.3 PRIMERA DISCUSIÓN: TASA DE PROFUNDIDAD DE PENETRACIÓN POR CICLO.

En la medida en que aumenta el nivel de carga, aumenta la profundidad de indentación, tal como se observó en las Figuras 4.5 y 4.7 para los métodos Martens y Tangente respectivamente (utilizando el indentador esférico) y en las Figuras 4.14 y 4.16 para los métodos Martens y Tangente respectivamente (utilizando el indentador Vickers). Se puede apreciar que el incremento de la profundidad de indentación h_m (nm) respecto al número de ciclos (N) puede estar dividido dentro de dos etapas, una primera etapa en la cual el indentador se hunde rápidamente dentro del material, durante los primeros ciclos; seguido por una etapa de estado estable, donde la profundidad de indentación incrementa a una tasa casi constante, tal como lo menciona Xu, Yue y Chen [12], en la Figura 1.7, en su investigación, donde establecen que ambas etapas son análogas al crecimiento de grieta por fatiga. Adicionalmente comentan que dentro de un ciclo de indentación tras la descarga, la dislocación puede ser activada ya sea por la retracción de la dislocación dentro del origen o por la concentración de esfuerzo causado por el efecto de blindaje. Además mencionan que durante medio ciclo de carga, más dislocaciones son emitidas por la concentración de esfuerzos renovados para avanzar a la zona de propagación plástica. Añaden que luego de un cierto número de ciclos de indentaciones, la emisión y retracción de dislocaciones alcanza un equilibrio, el cual resulta en un aparente estado estable de la propagación de la profundidad de indentación por fatiga. Es importante mencionar que en esa investigación, Xu utilizó un material de policristalino de cobre, el cual presenta un comportamiento dúctil, al igual que la aleación de aluminio 6082-T6, material de esta investigación, por tal motivo, será válida y aplicable el análisis del comportamiento de la profundidad de indentación respecto al número de ciclos, antes mencionado, a nuestro trabajo.

Las Figuras 4.35 y 4.36, muestran la tasa de la profundidad de indentación bajo diferentes cargas, para los distintos indentadores utilizados en esta investigación, lo que muestra la evolución de la profundidad de indentación por ciclo (dh_m/dN). Se

observa que la tasa de endurecimiento por deformación, dhm/dN , disminuye con el aumento del número de ciclos de carga hasta alcanzar un valor constante. Adicionalmente, se observa que al incrementar la carga, aumentará la dhm/dN , que luego disminuye gradualmente y se aproxima a un nuevo estado de equilibrio más grande. De la misma manera que ocurrió en la investigación de Xu [21], donde se encontró que el nuevo estado de equilibrio es casi independiente de la carga máxima, exceptuando que una carga mayor necesita más ciclos para alcanzar el nuevo estado de equilibrio, como lo presentaron en la Figura 1.16, observándose un comportamiento similar en las Figuras 4.35 y 4.36, de esta investigación. Es decir, que en la medida en que aumenta la carga, la densidad de dislocaciones es mayor debido a la deformación plástica, lo que resulta en un aumento del número de ciclos para eliminar el efecto de interacción de la carga. Este resultado del aumento de la carga puede acelerar la propagación de la profundidad de indentación que coincide con los trabajos encontrados en propagación de grietas de fatiga con el método convencional (por ejemplo Tvergaard, 2006; Sadananda y Vasudevan, 2003; Huang y Ho, 2000, 2003; Borrego et al, 2003).

Xu [21], realizando una Microscopía óptica en su investigación, observó la superposición de las capas de materiales desplazados en la superficie del material (fenómeno de apilamiento). Señala que las capas superpuestas representan pasos deslizantes de bandas de cizallamiento que rodean el borde de la muesca. Indicando a su vez que la formación y propagación de esas bandas de corte pueden ser consideradas como el principal mecanismo de deformación plástica presente en la fatiga por indentación en las muestras de policristalino de cobre. Finalmente señala que el principal mecanismo de deformación bajo el penetrador durante la fatiga por indentación se debe a los límites de granos (GB) fuertemente deformados, lo que resulta en la nucleación y la acumulación de cavidades a lo largo de las finas líneas cíclicas oscuras (observadas a través de la SEM) y en el desarrollo de las grietas con el aumento creciente del número de ciclos. Es por ello, que debido a las grandes similitudes en el procedimiento experimental y al comportamiento del material, entre

la investigación de Xu y el presente trabajo, es de sumo interés realizar en próximas investigaciones, análisis de microscopia óptica y de microscopia por barrido electrónico, para poder observar el comportamiento interno de nuestro material (Aluminio 6082-T6), luego de haber sido sometido a fatiga por microindentación, al igual que el policristalino de cobre trabajado por Xu, para el cual utilizó un indentador cilíndrico de cara plana, y de esta manera poder afirmar con certeza que el endurecimiento por deformación presente en nuestro material es debido a las razones previstas anteriormente por Xu.

4.4 SEGUNDA DISCUSIÓN: ENDURECIMIENTO POR DEFORMACIÓN.

Se pudo apreciar en las Figuras 4.38 y 4.41, para ambos indentadores, como la profundidad de indentación aumenta en la medida en que se incrementa la carga. Sin embargo en la Figura 4.37, para el indentador esférico, y en la Figura 4.40, para el indentador Vickers, se puede apreciar claramente como el incremento de la profundidad de indentación va disminuyendo gradualmente al aumentar la carga, al igual que ocurrió en la investigación de Chicot [14], en el cual utilizó un indentador Vickers sobre una aleación de SAC05, donde señalo en la Figura 1.10, que el desplazamiento máximo del penetrador después de cada ciclo decrecía, por lo tanto, tal comportamiento exhibe el endurecimiento por deformación del fenómeno. Esto a su vez va en concordancia con las Figuras 4.35 y 4.36, para el indentador esférico y Vickers respectivamente, donde se observa la disminución tasa de la profundidad de indentación a medida que transcurren los ciclos. Esta disminución de la tasa de la profundidad de indentación por ciclo, es debido al endurecimiento por deformación presente en el material por el efecto del indentador sobre su superficie. Adicionalmente en las Figuras 4.43 y 4.45, es evidente como la dureza del material va en incremento en la medida en que aumenta la carga y por lo tanto la profundidad de indentación. A su vez se observa un incremento exponencial, tal como se observa en las Figuras 4.44 y 4.46 para indentadores esféricos y piramidales (Vickers) respectivamente.

4.5 TERCERA DISCUSIÓN: EFECTO DE LA VARIACIÓN DE VELOCIDAD DE INDENTACIÓN.

Como bien se señaló en el capítulo III, en este trabajo se realizaron dos tipos de ensayos para diferentes niveles de carga y distintos indentadores (piramidal y esférico), el primero a carga constante con una velocidad de 300.000 mN/min para cargas desde 1000 mN hasta 20000 mN y el segundo a carga progresiva hasta un nivel de carga máxima de 20.000 mN variando en este caso las velocidades de indentación (25.000, 50.000, 100.000, 200.000, 250.000 y 300.000 mN/min).

Según lo apreciado en las Figuras 4.19, 4.20, 4.21, 4.22, 4.23, 4.24, 4.25 y 4.26 para el indentador esférico, como en las Figuras 4.27, 4.28, 4.29, 4.30, 4.31, 4.32, 4.33 y 4.34 para el indentador piramidal (Vickers), se observa un efecto despreciable en la evolución de las propiedades obtenidas a través de la fatiga por microindentación, en los cuales se observan comportamientos muy similares entre los diferentes niveles de velocidad de indentación. Observando las gráficas de durezas Martens en las Figuras 4.19 y 4.27, se observa que para el indentador esférico se presenta un valor de dureza aproximado a 12750 MPa para una velocidad de 25.000 mN/min y 12800 MPa para 300.000 mN/min a los 100 ciclos. Mientras que para el indentador Vickers se tuvo una dureza Martens de 9350 MPa a una velocidad de 25.000 mN/min y 9500 MPa para 300.000 mN/min a los 100 ciclos. Esto por lo tanto indica, que la variación de la velocidad de indentación no causa efecto considerable en el desarrollo de las propiedades del material (Aluminio 6082-T6) estudiado en esta investigación, al menos para los niveles de velocidad de indentación comprendidos entre 25.000 mN/min y 300.000 mN/min bajo una carga máxima de 20.000 mN. Debido a que para los diferentes niveles de velocidad de indentación, se observaron comportamientos similares, superponiéndose las curvas que representan las propiedades del material ensayado. De tal manera sería inútil realizar un modelo matemático que prediga la evolución de la dureza del material a carga progresiva, ya que como se mencionó anteriormente, la variación de velocidades no causa efecto en el desarrollo de la dureza de esta aleación de aluminio (6082-T6).

Tanto para el indentador piramidal (Vickers), como para el indentador esférico, se observa que para los dos métodos utilizados, Martens y Tangente, para el ensayo de carga progresiva, presentan comportamientos similares, sin presentar considerables diferencias entre las figuras correspondientes para cada nivel de velocidad.

Finalmente, este análisis ayuda a corroborar que los ensayos realizados a carga constante, no presentarán una variación considerable en la evolución de sus propiedades si se realizan a otros niveles de velocidades como los estudiados y presentados anteriormente.

Es importante mencionar las recomendaciones de estudios anteriores donde obtuvieron la evolución de la dureza en el material, tal como las dio Chicot en su investigación, donde trabajó con un indentador Vickers para cargas progresivas presentando varios problemas en el momento de la recolección de los datos, el cual concluyó que: “Para un estudio válido de las variaciones de dureza calculados a partir de profundidades de contacto experimentales, es importante contar con los datos de carga de profundidad correctos y, en consecuencia, estar atentos a dos fuentes de error. La primera es la exactitud de las mediciones de profundidad (error experimental) y la segunda viene del análisis de ajuste de la curva de descarga (error de análisis), tomando en cuenta la dificultad de la veracidad de los valores obtenidos (gracias a situaciones anómalas cómo diferencias bruscas entre dos ciclos consecutivos, entre otros)” [57].

4.6 CUARTA DISCUSIÓN: EFECTO DEL INDENTADOR VICKERS Y ESFÉRICO.

Se pudo apreciar para los ensayos de carga constante en la Figura 4.39, como la profundidad de indentación aumenta linealmente para el indentador esférico, mientras que en la Figura 4.42, para el indentador piramidal (Vickers) se apreció una tendencia hacia un incremento cuadrático, en la medida en que se incrementa la carga. Por otro lado, para el ensayo de carga progresiva se presentó un

comportamiento similar para ambos indentadores, pero en este caso, se observó el incremento lineal del área proyectada con respecto a número de ciclos, tal como se observa en la Figura 4.25, para el indentador esférico y el incremento cuadrático del área proyectada, observado en la Figura 4.33, para el indentador piramidal respecto al número de ciclos. Esta discrepancia entre las tendencias de los incrementos, es debido a las diferencias presentes entre las geometrías de dichos indentadores. Donde se considera que el indentador piramidal Vickers penetra más rápida y fácilmente el material alcanzando una profundidad de indentación máxima, para una carga de 10.000 mN, de 20192,81 nm, mientras que el indentador esférico alcanzó una profundidad de 20128,44 nm. Sin embargo, es apenas una diferencia de la profundidad de indentación máxima de 64,37 nm, la que se aprecia entre ambos indentadores. No obstante, se presenta una gran discrepancia para los valores de la Dureza Vickers, tal como se observa en las Figuras 4.8 y 4.17, donde es apreciable que los datos obtenidos por el indentador Vickers se encuentran en un rango entre 11.000 y 20.000 Vickers para la carga de 10.000 mN, mientras que para el indentador esférico, estos valores de dureza se encuentran entre 4.200 y 5.000 Vickers para la misma carga. Por otro lado, se aprecia que para cargas de 2.500 mN, la dureza dada para el indentador esférico estuvo entre 1.370 ± 20 Vickers, a diferencia del indentador Vickers que arrojó una dureza de 870 ± 2 Vickers. Lo cual indica que el indentador Vickers causa mayor efecto en la medida de la dureza del material Aluminio 6082-T6 para cargas superiores a 5.000mN, mientras que el indentador esférico presenta una mayor influencia en la dureza del material para cargas menores a 5.000mN.

4.7 REPRESENTACIÓN DE UN MODELO MATEMÁTICO OBTENIDO DE LA EVOLUCIÓN DE LA DUREZA DEL ALUMINIO 6082-T6, SOMETIDO A FATIGA POR MICROINDENTACIÓN:

Como bien se planteó en los objetivos específicos de esta investigación, se desea realizar un modelo matemático que prediga el desarrollo de la dureza del material, donde se pueda además extrapolar un valor de carga superior o inferior y conocer igualmente su dureza para unas condiciones de servicio donde el material

haya sido sometido por fatiga. Para obtener un modelo matemático con una mayor aproximación, se seleccionaron las gráficas de dureza que presentaron las tendencias que mejor ajuste obtuvieron para ambos indentadores (esférico y Vickers), para las cargas de 5000, 7500 y 10000 mN.

El estudio se realizará para la dureza Vickers (HV) obtenida a través del método Tangente, para ambos indentadores, la cual se podrá relacionar fácilmente, si desea, mediante ecuaciones de correlación con otras durezas en futuras investigaciones.

4.7.1 Modelo matemático para indentador esférico:

A continuación se mostrará la siguiente figura que representa la Dureza Vickers (HV) respecto al número de ciclos, lo cual permitirá modelar la evolución de la dureza del material a través del uso de un indentador esférico, para los distintos niveles de carga:

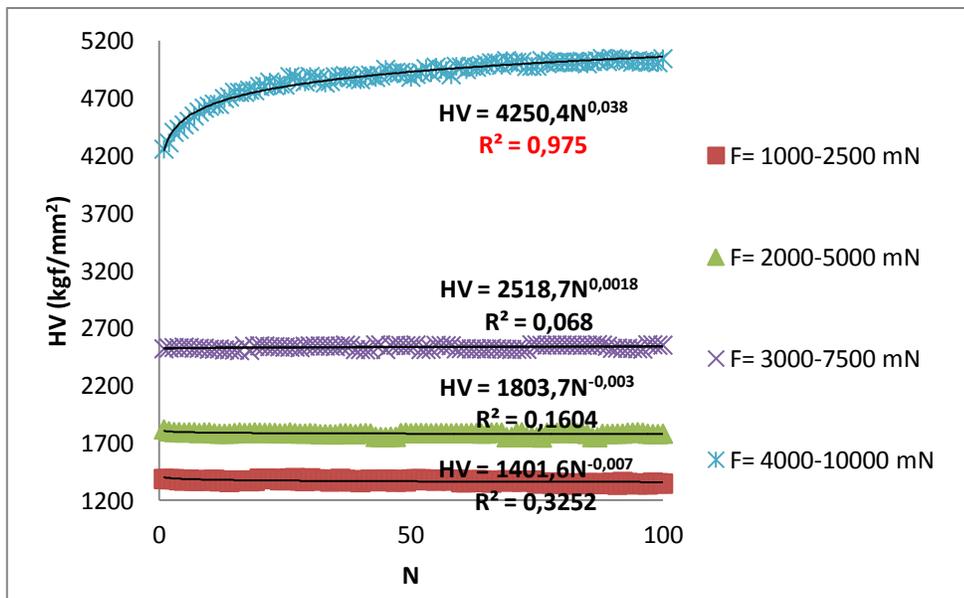


FIGURA 4.47 Modelo de la Gráfica de Dureza Vickers HV (kgf/mm²) vs Número de ciclos (N). Para cargas desde 2500 mN a 10000 mN. Indentador esférico. Método Tangente. Carga Constante. Para el Aluminio 6082-T6.

Como se aprecia en la Figura 4.47, la dureza para el nivel de carga de 10000 mN se ajusta a una ecuación potencial $HM=a.N^b$, donde $a=4250,4$ y $b=0,038$, con respecto al número de ciclos, presentando un factor de correlación aceptable de 0,975. Mientras que las cargas inferiores de 2500, 5000 y 7500 mN, no presentan un ajuste potencial aceptable, cuyos coeficientes de correlación se encuentran por debajo de 0,33. Se observa que los parámetros de “b” de las ecuaciones potenciales ($HM=a.N^b$) para estos niveles de carga (2500, 5000 y 7500 mN), presentan una tendencia a cero (0), lo cual establece que la dureza para estas cargas va a presentar un comportamiento constante aproximado al valor del parámetro “a” de dicha ecuación potencial, correspondiente a cada carga. En la siguiente gráfica (Figura 4.48) podremos observar la evolución de la dureza normalizada (HV/HV_0) ya que esta es dependiente de la carga, y de esta manera poder establecer un modelo matemático que prediga el desarrollo de dicha dureza, para el indentador esférico.

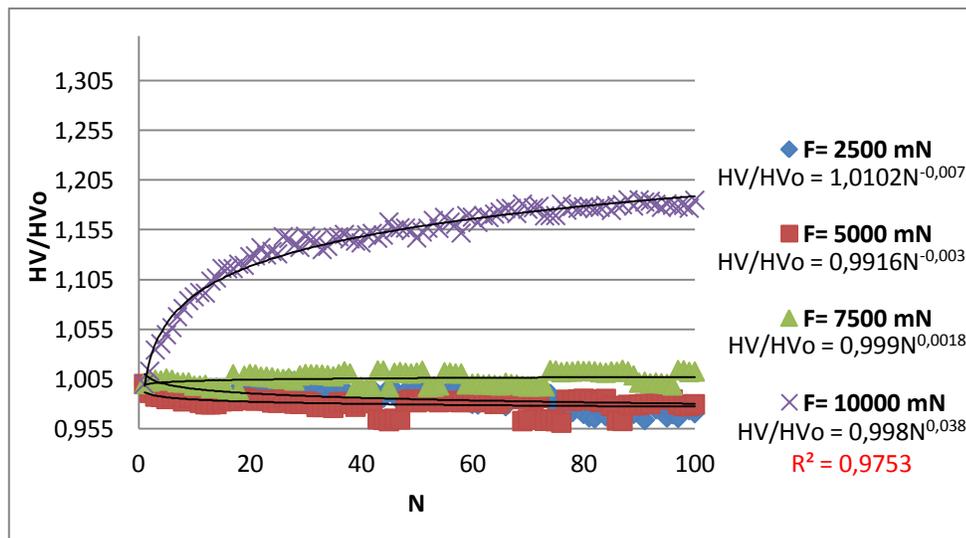


FIGURA 4.48 Gráfica de Dureza Vickers normalizada HV/HV_0 vs Número de ciclos (N). Para cargas desde 2500 mN a 10000 mN. Indentador esférico. Método Tangente. Carga máxima constante. Para el Aluminio 6082-T6.

De la Figura 4.48 se puede establecer la siguiente ecuación general:

$$\frac{HV}{HV_0} = a * (N)^b \quad \text{Ec. 4.1}$$

Como bien se aprecia en la Figura 4.48, esta ecuación solo se ajusta, con un factor de correlación aceptable (0,9753), para la carga de 10000 mN, la cual puede ser desarrollada por la siguiente ecuación:

$$\frac{HV}{HV_0} = 0,998 * (N)^{0,038} \quad \text{Ec. 4.2}$$

Dejando la dureza en función de la dureza inicial y del número de ciclos para la carga de 10000 mN, se tiene la siguiente expresión:

$$HV = HV_0 * 0,998 * (N)^{0,038} \quad \text{Ec. 4.3}$$

Debido a que se conoce el valor de la dureza inicial ($HV_0=4259,1$) para la carga de 10.000 mN, será sustituida en la Ecuación 4.3, como se muestra a continuación:

$$HV = 4259,1 * 0,998 * (N)^{0,038} \quad \text{Ec. 4.4}$$

Simplificando, se obtiene finalmente la siguiente expresión que expresa el desarrollo de la dureza Vickers, para la carga de 10.000 mN, dependiente del número de ciclos:

$$HV = 4250,58 * (N)^{0,038} \quad \text{Ec. 4.5}$$

Para las cargas de 2500, 5000 y 7500 mN que presentan la ecuación potencial $HV/HV_0 = a.N^b$ en la Figura 4.48, se puede observar que los parámetros “b” tienden a valores cercanos a 0 (cero), lo cual hace que N se aproxime a 1. Además que para todas las cargas, el parámetro “a” tiene al valor de 1, por lo tanto se genera un constante C_1 . Tal como se aprecia en la siguiente ecuación:

$$C_1 = a * (N)^b \quad \text{Ec. 4.6}$$

Al despejar la dureza de la ecuación (4.1), dejándola en función de la dureza inicial y del número de ciclos, se tiene que la dureza Vickers va a tender al valor de la dureza inicial multiplicado por una constante C_1 , para cada nivel de carga como se muestra a continuación:

$$HV = HV_0 * C_1 \quad \text{Ec. 4.7}$$

Donde los valores de “ C_1 ” dependen de los parámetros “a” y “b” dados para cada nivel de carga, mostrados en la Figura 4.48. En la Tabla 4.11, se presentarán los valores de C_1 representativos para los 50 y 100 ciclos. En el CD ANEXO se podrán apreciar los valores de C_1 para los 100 ciclos.

TABLA 4.11 Valores de la constante “ C_1 ” para cada nivel de carga, para un indentador esférico.

Fm (mN)	2500	5000	7500
C_{50ciclos}	0,9829	0,9800	1,0061
C_{100ciclos}	0,9782	0,9780	0,9917

En la Figura 4.49, podemos apreciar los valores de la dureza Vickers inicial (HV_0), respecto a las cargas de 2500, 5000, 7500 y 10000 mN, la cual presenta un incremento polinómico. Dicha curva tiene como ecuación la siguiente expresión:

$$HV_0 = 2 * 10^{-5} Fm^2 - 0,0101 * Fm + 1226,7 \quad \text{Ec. 4.8}$$

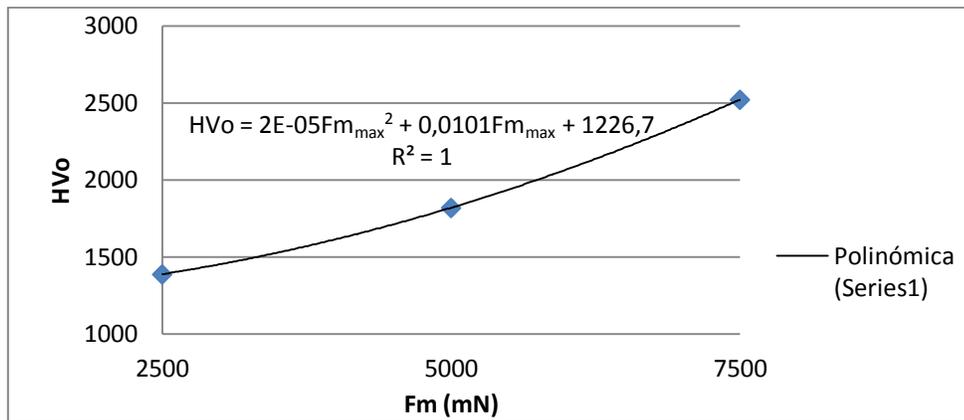


FIGURA 4.49 Gráfica de Dureza Vickers inicial (HV_0) vs Carga máxima F_m (mN). Para cargas desde 2500 mN a 7500 mN. Indentador esférico. Método Tangente. Carga máxima constante. Para el Aluminio 6082-T6.

Finalmente se puede expresar la Ecuación (4.8), para las cargas máximas de 2.500, 5.000 y 7.500 mN, en función de la dureza inicial (HV_0) que depende a su vez de la carga máxima aplicada, mostrada en la Ecuación (4.9). Por lo tanto se obtiene la siguiente ecuación:

$$HV = (2 * 10^{-5} Fm^2 - 0,0101 * Fm + 1226,7) * C_1 \quad \text{Ec. 4.9}$$

En resumen tenemos las siguientes expresiones que representan la evolución de la dureza Vickers, para los diferentes niveles de carga máxima aplicada por el indentador esférico, dados por las Ecuaciones 4.5 y 4.9.

$$\left\{ \begin{array}{l} \text{- Para } F_m = 10.000 \text{ mN:} \\ \quad \quad \quad HV = 4250,58 * (N)^{0,038} \\ \text{- Para } 2500 \text{ mN} \leq F_m \leq 7500 \text{ mN:} \\ \quad \quad \quad HV = (2 * 10^{-5} Fm^2 - 0,0101 * Fm + 1226,7) * C_1 \end{array} \right.$$

Podemos apreciar en la Figura 4.50 las diferencias entre los datos obtenidos experimentalmente y los calculados a través del modelo matemático presentado en la Ecuación (4.5), para una carga aplicada máxima de 10.000 mN, presentando un margen de error de 1% para los 100 ciclos.

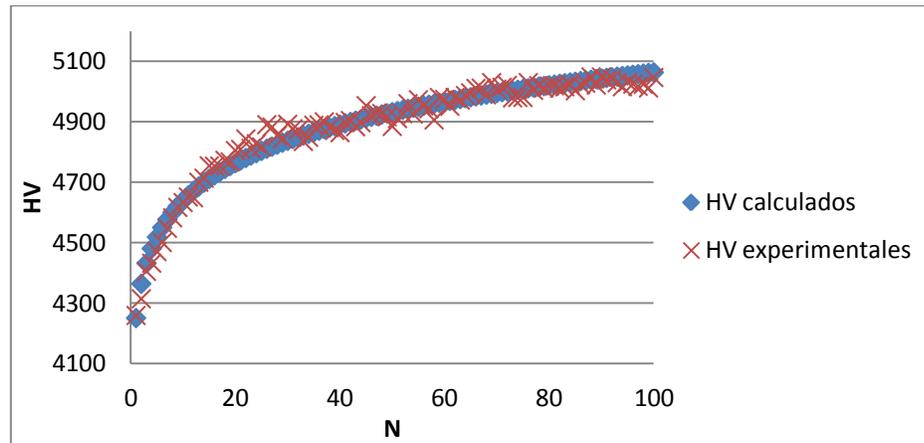


FIGURA 4.50 Gráfica de Dureza Vickers HVc y HVe vs Número de ciclos (N). Para la carga de 10000 mN. Indentador esférico. Método Tangente. Carga máxima constante. Para el Aluminio 6082-T6.

En la Figura 4.51, observamos las diferencias entre los valores calculados de la dureza y los obtenidos experimentalmente, para las cargas de 2500, 5000 y 7500 mN. Donde se observa un margen de error de 4% para la carga de 2500 mN, 5% para la carga de 5000 mN y 6% para la carga de 7500 mN, dando a su vez, la validez de dicho modelo.

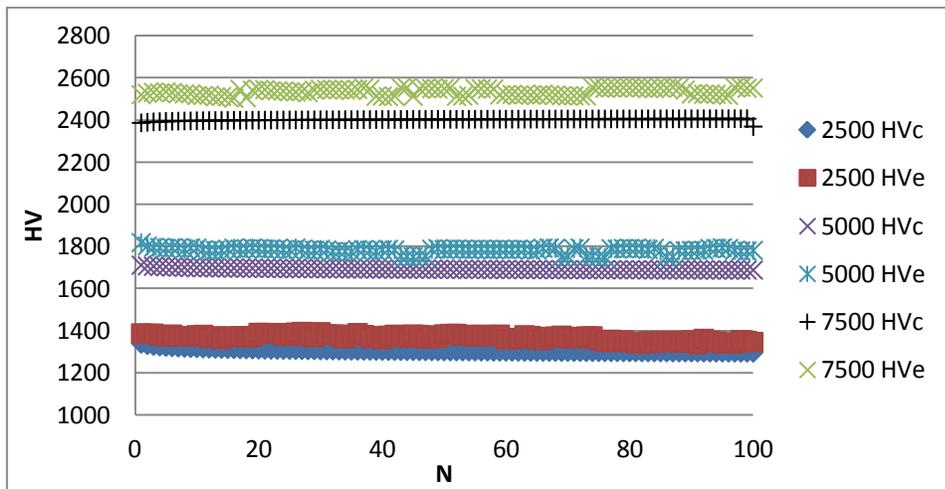


FIGURA 4.51 Gráfica de Dureza Vickers HVc y HVe vs Número de ciclos (N). Para las cargas 2500 a 75000 mN. Indentador esférico. Método Tangente. Carga máxima constante. Para el Aluminio 6082-T6.

4.7.2 Modelo matemático para indentador Vickers:

A continuación se mostrará la siguiente figura que representa la Dureza HV (kgf/mm^2) respecto al número de ciclos, lo cual permitirá modelar la evolución de la dureza del material a través del uso de un indentador Vickers, para los diferentes niveles de carga:

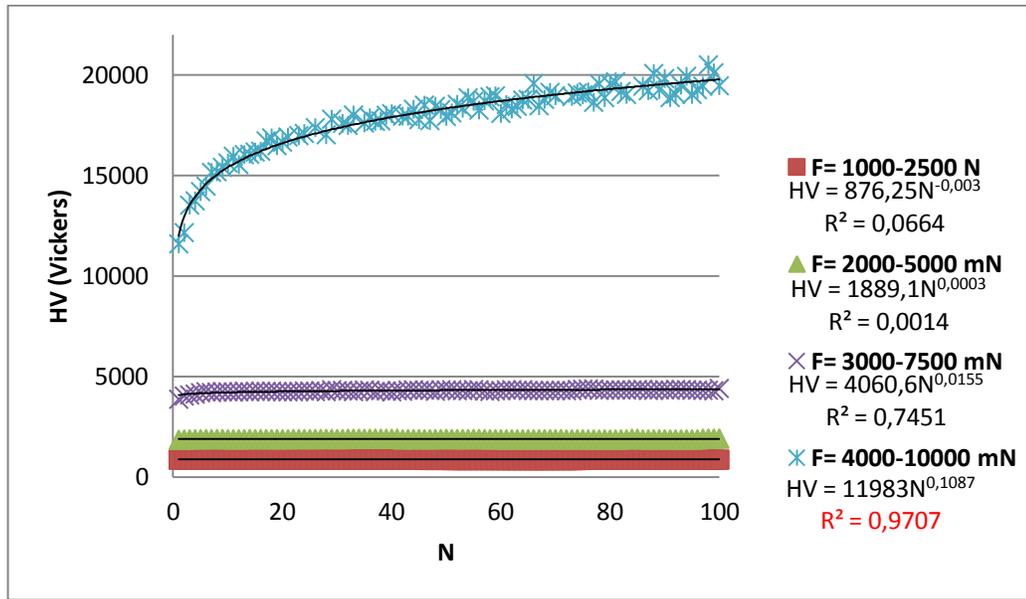


FIGURA 4.52 Modelo de la Gráfica de Dureza Vickers HV (kgf/mm^2) vs Número de ciclos (N). Para cargas desde 2500 mN a 10000 mN. Indentador Vickers. Método Tangente. Carga Constante. Para el Aluminio 6082-T6.

Como se aprecia en la Figura 4.52, la dureza para el nivel de carga de 10000 mN se ajusta a una ecuación potencial $HM=a.N^b$, siendo $a=11983$ y $b=0,1087$, con respecto al número de ciclos, presentando un factor de correlación aceptable de 0,9707. Mientras que las cargas inferiores de 2500, 5000 y 7500 mN, no presentan un ajuste potencial aceptable, cuyos coeficientes de correlación se encuentran por debajo de 0,75. Se observa que los parámetros de “b” de las ecuaciones potenciales ($HM=a.N^b$) para estos niveles de carga (2500, 5000 y 7500 mN), presentan una tendencia a 0 (cero), lo cual establece que la dureza para estas cargas va a presentar un comportamiento constante aproximado al valor del parámetro “a” de dicha ecuación potencial, correspondiente a cada carga. En la siguiente gráfica (Figura 4.53) podremos observar la evolución de la dureza normalizada (HV/HV_0) ya que esta es dependiente de la carga, y de esta manera poder establecer un modelo matemático que prediga el desarrollo de dicha dureza para el indentador Vickers.

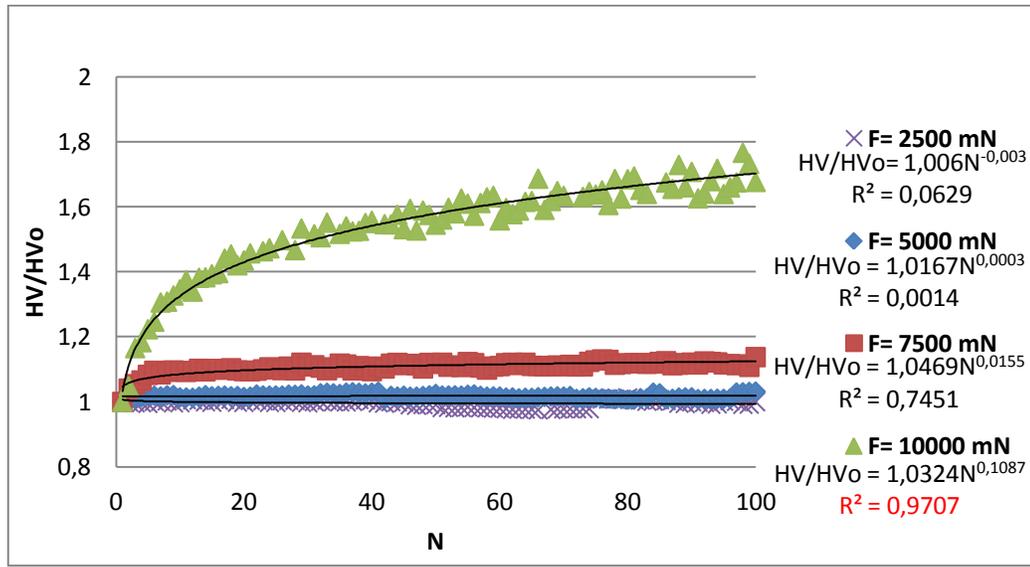


FIGURA 4.53 Gráfica de Dureza Vickers normalizada HV/HVo vs Número de ciclos (N). Para cargas desde 2500 mN a 10000 mN. Indentador Vickers. Método Tangente. Carga máxima constante. Para el Aluminio 6082-T6.

De la Figura 4.53 se puede establecer la siguiente ecuación general para el indentador Vickers:

$$\frac{HV}{HVo} = a * (N)^b \quad \text{Ec. 4.10}$$

Como bien se aprecia en la Figura 4.53, esta ecuación solo se ajusta, con un factor de correlación aceptable (0,9707), para la carga de 10000 mN, la cual puede ser desarrollada por la siguiente ecuación:

$$\frac{HV}{HVo} = 1,0324 * (N)^{0,1087} \quad \text{Ec. 4.11}$$

Dejando la dureza en función de la dureza inicial y del número de ciclos para la carga de 10000 mN, se tiene la siguiente expresión:

$$HV = HVo * 1,0324 * (N)^{0,1087} \quad \text{Ec. 4.12}$$

Debido a que se conoce el valor de la dureza inicial ($HV_0 = 11606$) para la carga de 10.000 mN, será sustituida en la Ecuación 4.12, como se muestra a continuación:

$$HV = 11606 * 1,0324 * (N)^{0,1087} \quad \text{Ec. 4.13}$$

Simplificando, se obtiene finalmente la siguiente expresión que expresa el desarrollo de la dureza Vickers, para la carga de 10.000 mN, dependiente del número de ciclos:

$$HV = 11982,03 * (N)^{0,1087} \quad \text{Ec. 4.14}$$

Para las cargas de 2500, 5000 y 7500 mN que presentan la ecuación potencial $HV/HV_0 = a \cdot N^b$ en la Figura 4.53, se puede observar que los parámetros “b” tienden a valores cercanos a 0 (cero), lo cual hace que N se aproxime a 1. Además que para todas las cargas, el parámetro “a” tiene al valor de 1, por lo tanto se genera un constante C_2 . Tal como se aprecia en la siguiente ecuación:

$$C_2 = a * (N)^b \quad \text{Ec. 4.15}$$

Al despejar la dureza de la ecuación (4.10), dejándola en función de la dureza inicial y del número de ciclos, se tiene que la dureza Vickers va a tender al valor de la dureza inicial multiplicado por la constante C_2 , para cada nivel de carga como se muestra a continuación:

$$HV = HV_0 * C_2 \quad \text{Ec. 4.16}$$

Donde los valores de “ C_2 ” dependen de los parámetros “a” y “b” dados para cada nivel de carga, mostrados en la Figura 4.53. En la Tabla 4.12, se presentarán los valores de C_2 representativos para los 50 y 100 ciclos. En el CD ANEXO se podrán apreciar los valores de C_2 para los 100 ciclos.

TABLA 4.12 Valores de la constante “C₂” para cada nivel de carga, para un indentador Vickers.

Fm (mN)	2500	5000	7500
C _{50ciclos}	0,99426253	1,02870235	1,1123443
C _{100ciclos}	0,99219716	1,03084371	1,12435952

En la Figura 4.53, podemos apreciar los valores de la dureza Vickers inicial (HV₀), respecto a las cargas de 2500, 5000, 7500 y 10000 mN, la cual presenta un incremento polinómico. Dicha curva tiene como ecuación la siguiente expresión:

$$HV_0 = 8 * 10^{-5} Fm^2 - 0,2251 * Fm + 916,94 \quad \text{Ec. 4.17}$$

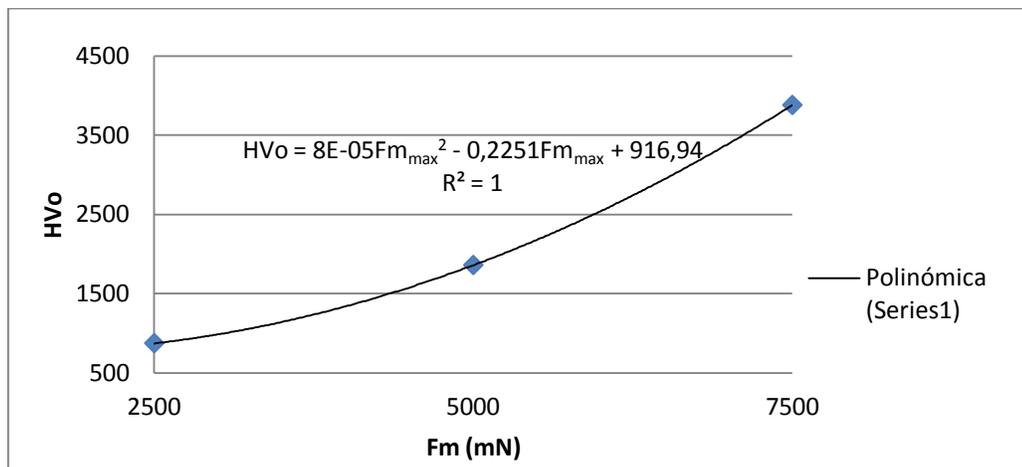


FIGURA 4.54 Gráfica de Dureza Vickers inicial (HV₀) vs Carga máxima Fm (mN). Para cargas desde 2500 mN a 10000 mN. Indentador Vickers. Método Tangente. Carga máxima constante. Para el Aluminio 6082-T6

Finalmente se puede expresar la Ecuación (4.17), para las cargas máximas de 2.500, 5.000 y 7.500 mN, en función de la dureza inicial (HV₀) que depende a su vez de la carga máxima aplicada, mostrada en la Ecuación (4.18). Por lo tanto se obtiene la siguiente ecuación:

$$HV = (8 * 10^{-5} Fm^2 - 0,2251 * Fm + 916,94) * C_2 \quad \text{Ec. 4.18}$$

mN. Donde se observa un margen de error de 2% para la carga de 2500 mN, 3% para la carga de 5000 mN y 4% para la carga de 7500 mN, dando a su vez, la validez de dicho modelo.

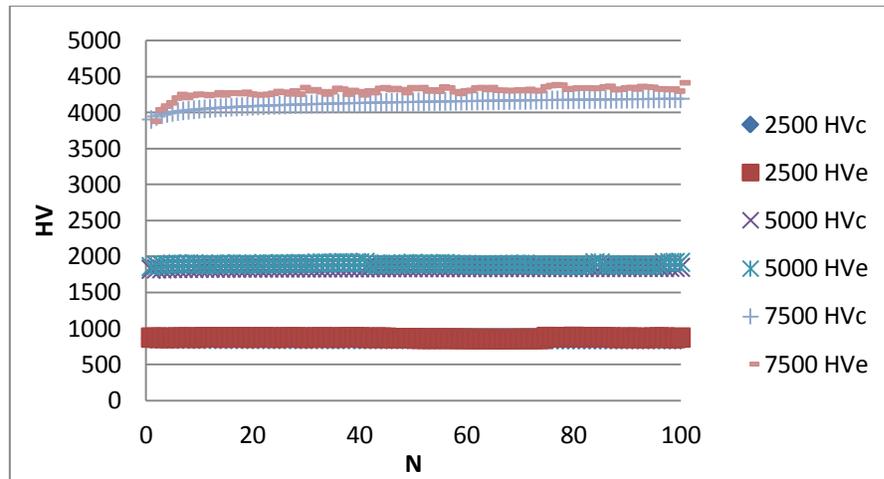


FIGURA 4.56 Gráfica de Dureza Vickers HVc y HVe vs Número de ciclos (N). Para las cargas 2500 a 7500 mN. Indentador Vickers. Método Tangente. Carga máxima constante. Para el Aluminio 6082-T6.

Es de gran relevancia indicar, que en la medida en que se incrementaron los niveles de carga, se obtuvieron mejores ajustes potenciales, hasta obtener los factores de correlación validos de 0,9753 y 0,9707, para la carga de 10000 mN, en las Figuras 4.47 y 4.52 respectivamente. Por lo tanto, sólo se pudo establecer un modelo matemático que predice el desarrollo de la dureza del Aluminio 6082-T6, ajustado a una tendencia potencial, para la carga de 10.000 mN por ambos indentadores, mostrados en las Ecuaciones 4.5 y 4.14. Es por ello, que es necesario en futuras investigaciones, realizar ensayos con cargas superiores a 7.500 mN, para poder obtener un modelo matemático que presente una buena aproximación, donde se pueda apreciar la evolución de la dureza en el Aluminio 6082-T6, sometido a cargas alternas con respecto al número de ciclos, para diferentes niveles de cargas.

Por otro lado, las cargas de 2500, 5000 y 7500 mN, no presentaron factores de correlación aceptables que se ajustaran a la ecuación potencial, como se observa

en las Figuras 4.47 y 4.52. Sin embargo, se plantearon para cada indentador, las Ecuaciones 4.9 y 4.18, que modelan el desarrollo de la dureza para dichas cargas. Donde se estableció que la dureza del material va a tender al valor inicial de su dureza, que depende de la carga máxima aplicada, multiplicado por una constante C, que depende de los parámetros “a”, “b” de la ecuación potencial, para estos niveles de carga con respecto al número de ciclos.

Es importante señalar que los modelos matemáticos que relacionan la dureza Vickers (HV) presentados para ambos indentadores, esférico y piramidal, arrojaron buenas aproximaciones.

Gracias a estos modelos matemáticos, es posible predecir el desarrollo de la dureza de una muestra de Aluminio 6082-T6, sometido a cargas alternantes, sin la necesidad de realizar un ensayo de fatiga por microindentación instrumentada y mucho menos la preparación de una probeta para realizar un ensayo destructivo de fatiga convencional.

Sin embargo, no se pudo establecer un modelo que defina el desarrollo de la dureza para cargas máximas desde 10.000 mN hasta 20.000 mN, debido a que las cargas de 15.000 mN y 20.000 mN, produjeron que la pletina de aluminio flectara y arrojara por tanto, valores erróneos de dureza. Es por ello, como se mencionó anteriormente, es de gran interés en futuras investigaciones, realizar el ensayo nuevamente tomando en cuenta todas las recomendaciones que se aportarán en este trabajo, en el siguiente capítulo, para de esa manera, poder obtener modelos matemáticos que predigan el desarrollo de la dureza para cargas superiores a 10.000 mN. No obstante, este trabajo de grado sirvió como un inicio para seguir estudiando la evolución de la dureza y de otras propiedades sobre el Aluminio 6082-T6, debido al daño acumulado por fatiga por microindentación instrumentada.

CAPÍTULO V

CONCLUSIONES

1. A través de la técnica de fatiga por microindentación instrumentada, se pudo conocer el desarrollo de la dureza, mediante diferentes niveles de cargas, sobre el Aluminio 6082-T6.
2. El Aluminio 6082-T6, sometido a la fatiga microindentada a carga máxima constante, permitió estudiar la evolución de la dureza para una carga máxima constante de 10.000 mN, presentando un desarrollo potencial de su dureza con respecto al número de ciclos, mientras que para las cargas comprendidas en el rango de 1000 mN a 7.500 mN, no se pudo apreciar variaciones considerables para esta propiedad, donde dicha dureza tiende al valor de la dureza inicial, que a su vez, es dependiente de la carga máxima aplicada. Por lo tanto, para cargas inferiores a 10.000 mN no se observó diferencias importantes en la dureza del material.
3. El ensayo de fatiga por microindentación instrumentada a carga máxima progresiva, indicó que la variación de la velocidad de indentación no causa efecto considerable en el desarrollo de las propiedades del material (Aluminio 6082 – T6), para los niveles de velocidad comprendidos entre 25.000 mN/min y 300.000 mN/min bajo una carga máxima de 20.000 mN. Ya que para el indentador esférico se presentó un valor de dureza aproximado a 12750 MPa para una velocidad de 25.000 mN/min y 12800 MPa para 300.000 mN/min a los 100 ciclos. Mientras que para el indentador Vickers se tuvo una dureza Martens de aproximadamente 9350 MPa a una velocidad de 25.000 mN/min y 9500 MPa para 300.000 mN/min a los 100 ciclos. Limitando de esta manera el desarrollo de

un modelo matemático que prediga la evolución de las propiedades mecánicas en dicho material, sometido a fatiga microindentada a carga máxima progresiva.

4. Debido a las diferencias geométricas entre los indentadores, el esférico presenta una mayor influencia sobre la dureza del material estudiado (Aluminio 6082-T6) para cargas menores a 5.000 mN, debido a que para la carga de 2500 mN, la dureza dada para el indentador esférico estuvo entre 1370 ± 2 Vickers, a diferencia del indentador Vickers que arrojó una dureza de 870 ± 2 Vickers. Mientras que el indentador piramidal (Vickers) causa un mayor efecto para cargas superiores a 5.000 mN, ya que para el indentador Vickers los valores de dureza se encuentran en un rango entre 11.000 y 20.000 Vickers para la carga de 10.000 mN, mientras que para el indentador esférico, estos valores de dureza se encuentran entre 4.200 y 5.000 Vickers para el mismo nivel de carga.

5. Para el ensayo de fatiga por microindentación instrumentada a carga máxima constante, fue posible establecer dos modelos matemáticos para ambos indentadores, que predigan la evolución de la dureza dependiente de la carga máxima aplicada, uno para la carga de 10.000 mN: $HV = 4250,58N^{0,038}$ para el indentador esférico y $HV = 11982,03N^{0,1087}$ para el indentador Vickers; y otro para las cargas comprendidas entre 2500 mN y 7500 mN: $HV = (2 * 10^{-5}Fm^2 - 0,0101 * Fm + 1226,7) * C_1$, para el indentador esférico y $HV = (8 * 10^{-5}Fm^2 - 0,2251 * Fm + 916,94) * C_2$, para el indentador Vickers. Sin embargo, no fue posible plantear un modelo que represente el desarrollo de la dureza para los niveles de carga máxima, de 10.000 mN en adelante, con el objetivo de predecir el progreso de dicha propiedad para cargas no estudiadas en este trabajo.

RECOMENDACIONES

1. Para el ensayo de fatiga por microindentación instrumentada, utilizar una pletina de Aluminio 6082-T6 con un mayor espesor. De esta manera, no se tendrá la necesidad de fijar dicho material sobre otro, produciendo a su vez, datos erróneos para cargas superiores a 10.000 mN.
2. Realizar el ensayo de fatiga microindentada a carga máxima constante, para establecer un modelo que se ajuste al desarrollo de la dureza del material, para cargas entre 8.000 mN hasta 20.000 mN, ya que si sobrepasamos este límite de carga estaremos entrando en la macroindentación.
3. Establecer 7 niveles de carga: 8.000, 10.000, 12.000, 14.000, 16.000, 18.000 y 20.000 mN, para obtener una mayor aproximación del modelo matemático de la evolución de la dureza, del material mencionado.
4. Seleccionar una velocidad de indentación inferior a 25.000 mN/min, disminuyendo el número de ciclos, con la finalidad de reducir los tiempos para cada ensayo, y a su vez disminuir la cantidad de datos entregados por la máquina.
5. Realizar estudios de microscopia óptica y microscopia por barrido electrónico para apreciar las modificaciones internas presentes en el material, sometido a fatiga por microindentación instrumentada, así como la generación de posibles grietas, de tal manera de poder comparar con resultados señalados en investigaciones anteriores.
6. Realizar ensayos similares a este trabajo utilizando un indentador cilíndrico plano, para establecer más comparaciones con las investigaciones realizadas por Xu.

REFERENCIA DE CITAS

1. Agencia Iberoamericana Para la Difusión de la Ciencia y la Tecnología. Aguado, Pedro (2005). Consultado el 23 de julio de 2014, de <http://www.dicyt.com/noticias/la-investigacion-en-ingenieria>.
2. G.R. Plaza (2013). Eladio Dieste: *El arte de sacar el máximo partido a materiales estructurales en el siglo XX*. Consultado el 3 de septiembre de 2014, de <http://www.madrimasd.org/blogs/ingenieriamateriales/2013/05/26/896/>.
3. Las láminas de grafeno mantienen una elevadísima resistencia incluso con defectos (2013). Consultado el 3 de septiembre de 2014, de <http://www.madrimasd.org/blogs/ingenieriamateriales/2013/06/03/906/>.
4. Los nuevos materiales (s.f). Consultado el 4 de septiembre de 2014, de <http://myprofetecnologia.wordpress.com/2013/02/10/los-nuevos-materiales/>.
5. Ramírez, M. C. (s.f). Fatiga. Cuando los Materiales Llegan al Límite. Obtenida el 1 de septiembre de 2014, http://www.metactual.com/revista/6/procesos_fatiga.pdf.
6. Ruzek, R; Pavlas, J; Doubrava, R. (2010). *Application of indentation as a retardation mechanism for fatigue crack growth*. International Journal of Fatigue.
7. Guen Choi, Susumu Horibe and Yoshikuni Kawabe (1994). *Cyclic fatigue crack growth from indentation flaw in silicon nitride: influence of effective stress ratio*. Elsevier Science.
8. Alberto Boschetto, Fabrizio Quadrini, Erica Anna Squeo (2010). *Extracting local mechanical properties of steel bars by means of instrumented flat indentation*. Measurement.
9. Amiri, Sina; Lecis, Nora; Manes, Andrea; Giglio, Marco (2013). *A study of a micro-indentation technique for estimating the fracture toughness of Al6061-T6*. Mechanics Research Communications.
10. Annamária Duszová (2013): *Fatiga indentación en carburos cementados de WC-Co*. Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials.
11. Antonio J. Ramos P. (2004). *Efecto del daño acumulado en el comportamiento a la fatiga del acero sae 4340 templado y revenido*. Trabajo especial de grado no publicado. Universidad Central de Venezuela. Disponible: http://saber.ucv.ve/xmlui/bitstream/123456789/2077/1/tesis_Antonio%20Ramos.pdf. [Consulta: 2014, agosto 28].
12. Baoxing Xu, a Zhufeng Yueb and Xi Chen (2009). *An indentation fatigue depth propagation law*. Scripta Materialia.

13. D. Chicot (2009). *Hardness length-scale factor to model nano- and micro-indentation size effects*. Materials Science and Engineering A.
14. D. Chicot, K. Tilkin, K. Jankowski, A. Wymysłowski (2013). *Reliability analysis of solder joints due to creep and fatigue in microelectronic packaging using microindentation technique*. Microelectronics Reliability.
15. Duyi Ye, FengMi, JianzhongLiu, YuandongXu, YinzhengChen, LeiXiao (2012). *Use of instrumented indentation testing to study local mechanical properties of 304L SS welded joints subjected to low-cycle fatigue loadings*. Materials Science & Engineering A.
16. Heny W. Gabriel E., Vera S. José Gregorio (2007). *Estudio del daño acumulado por fatiga en juntas soldadas de acero aisi/sae 1045 por soldadura manual al arco con electrodos revestidos "smaw"*. Trabajo especial de grado no publicado. Universidad Central de Venezuela. Disponible: <http://saber.ucv.ve/jspui/bitstream/123456789/1305/1/TESIS%20FINAL%20120207.pdf>. [Consulta: 2014, agosto 27].
17. Marek Bl'anda, Annamária Duszová, Tamás Csanádi, Pavol Hvizdo's, František Lofaj, Ján Dusza (2014). *Indentation fatigue of WC-Co cemented carbides*. Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials.
18. N. Cuadrado, E. Jimenez-Piqué, D. Casellas, M. Anglada (2011). *Estudio de la morfología de grietas generadas por nanoindentación y su efecto en el cálculo de la tenacidad de fractura*. Anales de Mecánica de la Fractura.
19. Laugier, M.T., Palmqvist indentation toughness in WC-Co composites (1987), J. Mater. Sci. Letters (6), pp. 897-900.
20. Anstis, G.R, Chantikul, P., Lawn, B.R., Marshall, D.B., A critical evaluation of indentation techniques for measuring fracture toughness.1.Direct crack measurements (1981), J. Am. Ceram. Soc. (64), pp. 533-538.
21. Xu, Z. Yue, J.Wang (2007). *Indentation fatigue behaviour of polycrystalline copper*. Mechanics of Materials 39, 1066-1080.
22. Fernández Q., Elisa M. y Guerra A., Luis A. (2008). *Evaluar la resistencia a la adhesión mediante técnicas de indentación interfacial knoop en recubrimientos con y sin tratamiento térmico posterior*. Trabajo Especial de Grado. Universidad Central de Venezuela.
23. Martínez H., Richard A. (2009). *Determinación de propiedades estáticas de recubrimientos depositados por proyección térmica utilizando indentación normal*. Trabajo Especial de Grado. Universidad Central de Venezuela.
24. Fischer-Cripps. "Introduction to Contact Mechanics". (2007)
25. W.C. Oliver, G.M. Pharr, J. Mater. Res. 19 (2004) 3–20.
26. X. Chen, Y. Xiang, J.J. Vlassak, J. Mater. Res. 21 (2006) 715–724.

27. Chen, N. Ogasawara, M. Zhao, N. Chiba, J. Mech. Phys. Solids 55 (2007) 1618–1660.
28. C.A. Schuh, J.K. Mason, A.C. Lund, Nat. Mater. 4 (2005) 577.
29. J. Li, K.J.V. Vliet, T. Zhu, S. Yip, S. Suresh, Nature 418 (2002) 307.
30. C. Kearney, Z. Zhao, B.J.F. Bruet, R. Radovitzky, M.C. Boyce, C. Ortiz, Phys. Rev. Lett. 96 (2006) 255505.
31. ASM Handbook.1992. *Fatigue and Fracture Section: Publication*. Volume 19.
32. Dieter, George. E. 1986. *Mechanical Metallurgy*. Second Edition. Mc Graw Hill. pp. 375-431.
33. N.W. Sachs; *Practical Plant Failure Análisis*; Taylor & Francis, CRC Press Book, N.Y. (2007).
34. R. Echeverria; *Fractura de Materiales, Apuntes Lab. de E.N.D.* (2003), Universidad de Comahue, Buenos Aires, Argentina.
35. N.W. Sachs; *Practical Plant Failure Análisis*; Taylor & Francis,CRC Press Book, N.Y. (2008).
36. ASM International, *ASM Handbook, Materials Handbook, Fatigue and Fracture*, Vol.19, Materials Information Society, USA.
37. COLLINS, J. A., *Failure of Materials in Mechanicals Design, Análisis, Prediction, Prevention*; John Wiley & Sons, Inc. 1981.
38. Richard G. Budynas y J. Keith Nisbett. 2008. *Diseño en Ingeniería Mecánica de Shigley*. Octava Edición. Mc Graw Hill. pag 266, 267.
39. PALMGREN A. (1924). *Die Lebensdauer von Kugellagern*, Verfahrenstechnik, 68, pp 339 – 341.
40. MINER, M. A. (1945). *Cumulative damage in fatigue*, Journal of Applied Mechanics, 67, pp A159 – A164.
41. A. FATEMI y L. YANG (1998). *Cumulative Fatigue Damage and Life Prediction Theories: A Survey of the State of the Art for Homogeneous Materials*, International Journal of Fatigue, 20, pp 9 – 34.
42. SANDOR, B. I., *Cyclic Stress and Strain*, The University of Wisconsin Press; 70 Great Russell St., London, pags. 68 y 69 (1972).
43. Doerner M. F. and Nix W.D. (1986). *A method for interpreting the data from depth-sensing indentation instruments*. Journal of Materials Research, Vol. 1, No. 4, pp. 601-609.
44. Oliver W.C., Pharr G.M., (1992). *An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments*. Journal of Materials Research, Vol. 7, No. 6, pp. 1564-1583.

45. Cariello H., Gilda C. (2010). *Evaluación mecánica de dos recubrimientos a base de Carburo de Tungsteno mediante ensayos de Indentación Convencional e Instrumentado*. Trabajo Especial de Grado. Universidad Central de Venezuela.
46. Giannakopoulos A. E. y Suresh, S. (1999). *Determination of elastoplastic properties by instrumented Sharp indentation*. Scripta Materialia, Vol. 40, No.10, pp1191-1198.
47. Leigh S. H., Lin C. K. y Berndt C. C. (1997). *Elastic response of thermal spray deposits under indentation tests*. Journal of the American Ceramic Society, Vol. 80, No. 8, pp. 2093-2099.
48. Meyers Marc y Chawla Krishan (2009). *Mechanical Behavior of Materials*. Second Edition, Cambridge. Pp.225-229.
49. CSM Instruments SA. *USER'S GUIDE CSM INSTRUMENTS*. All rights reserved. Scratch & Indentation.
50. D. CHICOT, A. TRICOTENEUX. (2010). *Mechanical Properties of Ceramics by Indentation: Principle and Applications*. International Journal of Fatigue.
51. Thomas A. (1987). *Microhardness measurements as a quality control technique for thin, hard coatings*. Surface Engineering, Vol. 3, pp. 117-122.
52. PEMEX. PROVEEDORES Y SUMINISTROS (2010). Consultado EL 26 de septiembre de 2014, de <http://www.pemex.com/proveedores-y-suministros/normas-referencia/Normas%20vigentes/NRF-273-PEMEX-2010.pdf>.
53. AMARI METALS IBÉRICA, S.L.U., SOLUCIONES Y PRODUCTOS EN ALUMINIO PARA INDUSTRIA Y TRANSPORTE (2014). Consultado EL 26 de septiembre de 2014, de http://www.metalia.es/guiadeempresas/Amari/pdf/Catalogo_Industria_web.pdf.
54. ACERO CO.LTD (2014). Consultado EL 26 de septiembre de 2014, de http://spanish.plasticmoldsteel.com/china-10mm_flat_aluminum_plate_t6_t651_6082_with_yield_strength_mpa_260-1812395.html.
55. Aluminum 6082-T6. Consultado el 15 de septiembre del 2014, de <http://www.matweb.com/search/DataSheet.aspx?MatGUID=fad29be6e64d4e95a241690f1f6e1eb7&ckck=1>.
56. Cadenas Pedro. (2009). *Influencia de daño por fatiga pre-resistencia en las propiedades mecánicas estáticas de una aleación de aluminio 6082-T6*. Tesis doctoral.
57. D. Chicot, F. Roudet (2009). *Strain gradient plasticity to study hardness behavior of magnetite (Fe₃O₄) under multicyclic indentation*. Materials Research Society.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Ruzek, R; Pavlas, J; Doubrava, R. (2010). *Application of indentation as a retardation mechanism for fatigue crack growth*. International Journal of Fatigue.
2. Guen Choi, Susumu Horibe and Yoshikuni Kawabe (1994). *Cyclic fatigue crack growth from indentation flaw in silicon nitride: influence of effective stress ratio*. Elsevier Science.
3. Alberto Boschetto, Fabrizio Quadrini, Erica Anna Squeo (2010). *Extracting local mechanical properties of steel bars by means of instrumented flat indentation*. Measurement.
4. Amiri, Sina; Lecis, Nora; Manes, Andrea; Giglio, Marco (2013). *A study of a micro-indentation technique for estimating the fracture toughness of Al6061-T6*. Mechanics Research Communications.
5. Annamária Duszová (2013): *Fatiga indentación en carburos cementados de WC-Co*. Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials.
6. Baoxing Xu, a Zhufeng Yueb and Xi Chen (2009). *An indentation fatigue depth propagation law*. Scripta Materialia.
7. D. Chicot (2009). *Hardness length-scale factor to model nano- and micro-indentation size effects*. Materials Science and Engineering A.
8. D. Chicot, K. Tilkin, K. Jankowski, A. Wymysłowski (2013). *Reliability analysis of solder joints due to creep and fatigue in microelectronic packaging using microindentation technique*. Microelectronics Reliability.
9. Duyi Ye, FengMi, JianzhongLiu, YuandongXu, YinzhengChen, LeiXiao (2012). *Use of instrumented indentation testing to study local mechanical properties of 304L SS welded joints subjected to low-cycle fatigue loadings*. Materials Science & Engineering A.
10. Marek Bl'anda, Annamária Duszová, Tamás Csanádi, Pavol Hvizdo's, František Lofaj, Ján Dusza (2014). *Indentation fatigue of WC-Co cemented carbides*. Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials.
11. N. Cuadrado, E. Jimenez-Piqué, D. Casellas, M. Anglada (2011). *Estudio de la morfología de grietas generadas por nanoindentación y su efecto en el cálculo de la tenacidad de fractura*. Anales de Mecánica de la Fractura.
12. Laugier, M.T., Palmqvist indentation toughness in WC-Co composites (1987), J. Mater. Sci. Letters (6), pp. 897-900.

13. Anstis, G.R, Chantikul, P., Lawn, B.R., Marshall, D.B., A critical evaluation of indentation techniques for measuring fracture toughness.1.Direct crack measurements (1981), J. Am. Ceram. Soc. (64), pp. 533-538.
14. Xu, Z. Yue, J.Wang (2007). *Indentation fatigue behaviour of polycrystalline copper*. Mechanics of Materials 39, 1066-1080.
15. Fernández Q., Elisa M. y Guerra A., Luis A. (2008). *Evaluar la resistencia a la adhesión mediante técnicas de indentación interfacial knoop en recubrimientos con y sin tratamiento térmico posterior*. Trabajo Especial de Grado. Universidad Central de Venezuela.
16. Martínez H., Richard A. (2009). *Determinación de propiedades estáticas de recubrimientos depositados por proyección térmica utilizando indentación normal*. Trabajo Especial de Grado. Universidad Central de Venezuela.
17. Fischer-Cripps. “*Introduction to Contact Mechanics*”. (2007)
18. W.C. Oliver, G.M. Pharr, J. Mater. Res. 19 (2004) 3–20.
19. X. Chen, Y. Xiang, J.J. Vlassak, J. Mater. Res. 21 (2006) 715–724.
20. Chen, N. Ogasawara, M. Zhao, N. Chiba, J. Mech. Phys. Solids 55 (2007) 1618–1660.
21. C.A. Schuh, J.K. Mason, A.C. Lund, Nat. Mater. 4 (2005) 577.
22. J. Li, K.J.V. Vliet, T. Zhu, S. Yip, S. Suresh, Nature 418 (2002) 307.
23. C. Kearney, Z. Zhao, B.J.F. Bruet, R. Radovitzky, M.C. Boyce, C. Ortiz, Phys. Rev. Lett. 96 (2006) 255505.
24. ASM Handbook.1992. *Fatigue and Fracture Section: Publication*. Volume 19.
25. Dieter, George. E. 1986. *Mechanical Metallurgy*. Second Edition. Mc Graw Hill. pp. 375-431.
26. N.W. Sachs; *Practical Plant Failure Análisis*; Taylor & Francis, CRC Press Book, N.Y. (2007).
27. R. Echeverria; *Fractura de Materiales, Apuntes Lab. de E.N.D.* (2003), Universidad de Comahue, Buenos Aires, Argentina.
28. N.W. Sachs; *Practical Plant Failure Análisis*; Taylor & Francis,CRC Press Book, N.Y. (2008).
29. ASM International, *ASM Handbook, Materials Handbook, Fatigue and Fracture*, Vol.19, Materials Information Society, USA.
30. COLLINS, J. A., *Failure of Materials in Mechanicals Design, Análisis, Prediction, Prevention*; John Wiley & Sons, Inc. 1981.
31. Richard G. Budynas y J. Keith Nisbett. 2008. *Diseño en Ingeniería Mecánica de Shigley*. Octava Edición. Mc Graw Hill. pag 266, 267.
32. PALMGREN A. (1924). *Die Lebensdauer von Kugellagern*, Verfahrenstechnik, 68, pp 339 – 341.

33. MINER, M. A. (1945). *Cumulative damage in fatigue*, Journal of Applied Mechanics, 67, pp A159 – A164.
34. A. FATEMI y L. YANG (1998). *Cumulative Fatigue Damage and Life Prediction Theories: A Survey of the State of the Art for Homogeneous Materials*, International Journal of Fatigue, 20, pp 9 – 34.
35. SANDOR, B. I., *Cyclic Stress and Strain*, The University of Wisconsin Press; 70 Great Russell St., London, pags. 68 y 69 (1972).
36. Doerner M. F. and Nix W.D. (1986). *A method for interpreting the data from depth-sensing indentation instruments*. Journal of Materials Research, Vol. 1, No. 4, pp. 601-609.
37. Oliver W.C., Pharr G.M., (1992). *An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments*. Journal of Materials Research, Vol. 7, No. 6, pp. 1564-1583.
38. Cariello H., Gilda C. (2010). *Evaluación mecánica de dos recubrimientos a base de Carburo de Tungsteno mediante ensayos de Indentación Convencional e Instrumentado*. Trabajo Especial de Grado. Universidad Central de Venezuela.
39. Giannakopoulos A. E. y Suresh, S. (1999). *Determination of elastoplastic properties by instrumented Sharp indentation*. Scripta Materialia, Vol. 40, No.10, pp1191-1198.
40. Leigh S. H., Lin C. K. y Berndt C. C. (1997). *Elastic response of thermal spray deposits under indentation tests*. Journal of the American Ceramic Society, Vol. 80, No. 8, pp. 2093-2099.
41. Meyers Marc y Chawla Krishan (2009). *Mechanical Behavior of Materials*. Second Edition, Cambridge. Pp.225-229.
42. CSM Instruments SA. *USER'S GUIDE CSM INSTRUMENTS*. All rights reserved. Scratch & Indentation.
43. D. CHICOT, A. TRICOTENEUX. (2010). *Mechanical Properties of Ceramics by Indentation: Principle and Applications*. International Journal of Fatigue.
44. Thomas A. (1987). *Microhardness measurements as a quality control technique for thin, hard coatings*. Surface Engineering, Vol. 3, pp. 117-122.
45. Cadenas Pedro. (2009). *Influencia de daño por fatiga pre-resistencia en las propiedades mecánicas estáticas de una aleación de aluminio 6082-T6*. Tesis doctoral.
46. D. Chicot, F. Roudet (2009). *Strain gradient plasticity to study hardness behavior of magnetite (Fe_3O_4) under multicyclic indentation*. Materials Research Society.

REFERENCIAS ELECTRÓNICAS

1. Agencia Iberoamericana Para la Difusión de la Ciencia y la Tecnología. Aguado, Pedro (2005). Consultado el 23 de julio de 2014, de <http://www.dicyt.com/noticias/la-investigacion-en-ingenieria>.
2. G.R. Plaza (2013). Eladio Dieste: *El arte de sacar el máximo partido a materiales estructurales en el siglo XX*. Consultado el 3 de septiembre de 2014, de <http://www.madrimasd.org/blogs/ingenieriamateriales/2013/05/26/896/>.
3. Las láminas de grafeno mantienen una elevadísima resistencia incluso con defectos (2013). Consultado el 3 de septiembre de 2014, de <http://www.madrimasd.org/blogs/ingenieriamateriales/2013/06/03/906/>.
4. Los nuevos materiales (s.f). Consultado el 4 de septiembre de 2014, de <http://myprofetecnologia.wordpress.com/2013/02/10/los-nuevos-materiales/>.
5. Ramírez, M. C. (s.f). Fatiga. Cuando los Materiales Llegan al Límite. Obtenida el 1 de septiembre de 2014, http://www.metalactual.com/revista/6/procesos_fatiga.pdf.
6. Antonio J. Ramos P. (2004). *Efecto del daño acumulado en el comportamiento a la fatiga del acero sae 4340 templado y revenido*. Trabajo especial de grado no publicado. Universidad Central de Venezuela. Disponible: http://saber.ucv.ve/xmlui/bitstream/123456789/2077/1/tesis_Antonio%20Ramos.pdf. [Consulta: 2014, agosto 28].
7. Heny W. Gabriel E., Vera S. José Gregorio (2007). *Estudio del daño acumulado por fatiga en juntas soldadas de acero aisi/sae 1045 por soldadura manual al arco con electrodos revestidos "smaw"*. Trabajo especial de grado no publicado. Universidad Central de Venezuela. Disponible: <http://saber.ucv.ve/jspui/bitstream/123456789/1305/1/TESIS%20FINAL%20120207.pdf>. [Consulta: 2014, agosto 27].
8. PEMEX. PROVEEDORES Y SUMINISTROS (2010). Consultado EL 26 de septiembre de 2014, de <http://www.pemex.com/proveedores-y-suministros/normas-referencia/Normas%20vigentes/NRF-273-PEMEX-2010.pdf>.
9. AMARI METALS IBÉRICA, S.L.U., SOLUCIONES Y PRODUCTOS EN ALUMINIO PARA INDUSTRIA Y TRANSPORTE (2014). Consultado EL 26 de septiembre de 2014, de http://www.metalia.es/guiadeempresas/Amari/pdf/Catalogo_Industria_web.pdf.
10. ACERO CO.LTD (2014). Consultado EL 26 de septiembre de 2014, de <http://spanish.plasticmoldsteel.com/china->

10mm flat aluminum plate t6 t651 6082 with yield strength mpa 260-1812395.html.

11. Aluminum 6082-T6. Consultado el 15 de septiembre del 2014, de <http://www.matweb.com/search/DataSheet.aspx?MatGUID=fad29be6e64d4e95a241690f1f6e1eb7&ckck=1>.