

TRABAJO ESPECIAL DE GRADO

**INFLUENCIA DEL DAÑO ACUMULADO POR FATIGA POR
MICROINDENTACIÓN INSTRUMENTADA A CARGA CONSTANTE Y
PROGRESIVA SOBRE EL ACERO AISI 1020**

Presentado ante la ilustre
Universidad Central de Venezuela
por los Bachilleres:
Andrés E. Abreu D.
Félix A. Luque Z.
Para optar al Título de
Ingeniero Mecánico

Caracas, 2014.

TRABAJO ESPECIAL DE GRADO

**INFLUENCIA DEL DAÑO ACUMULADO POR FATIGA POR
MICROINDENTACIÓN INSTRUMENTADA A CARGA CONSTANTE Y
PROGRESIVA SOBRE EL ACERO AISI 1020**

Tutor Académico: Dr. Pedro Cadenas.

Presentado ante la ilustre
Universidad Central de Venezuela
por los Bachilleres:
Andrés E. Abreu D.
Félix A. Luque Z.
Para optar al Título de
Ingeniero Mecánico

Caracas, 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:

Andrés E. Abreu D. y Feliso A. Luque Z.

Titulado

*“Influencia del Daño Acumulado por Fatiga por
Microindentación Instrumentada a Carga Constante y
Progresiva Sobre el Acero Aisi 1020”*

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:

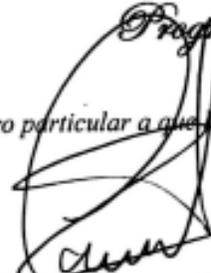
Andrés E. Abreu D. y Félix A. Luque Z.

MENCIÓN TRABAJO ESPECIAL DE GRADO

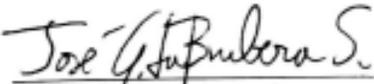
Por la excelencia demostrada en la realización del Trabajo Especial de Grado, titulado

*“Influencia del Daño Acumulado por Fatiga por
Microindentación Instrumentada a Carga Constante y
Progresiva Sobre el Acero Aisi 1020”*

Sin otro particular a que hacer referencia quedamos de usted.


Prof. Crisanto Villalobos
Jurado




Prof. José La Barbera
Jurado


Prof. Pedro Cadenas
Tutor

DEDICATORIA

En especial a mi padre, por ser ese ejemplo a seguir, eres y serás siempre mi punto de referencia, por enseñarme los valores como ser humano, y espero poder ser ese padre tan ejemplar como tú. te amo José Enrique Abreu González, agradezco a Dios por haberte tenido.

A mi hijo, Samuel Enrique Abreu Sandoval, eres mi razón de vida, y por ti la lucha comienza y seguirá. Que dios te bendiga mi bebe.

A Mayerlin Bibiana Sandoval Calderón, por ser mi amiga, compañera de vida y ahora la madre de nuestra bendición. Dios te Bendiga hoy y siempre, te amo.

Andrés Abreu

DEDICATORIA

A Dios primeramente y a mis Padres, Milagros Del Valle Zambrano Tannoux y Félix Alberto Luque Arias, por brindarme en todo momento su apoyo incondicional por haberme traído al mundo, por amarme como solo ustedes lo pueden hacer, por haber puesto su esfuerzo para convertirme en un hombre de bien.

A mi hermana Mariel Valentina Luque Zambrano, por estar a mi lado en todo momento y darme mucho aliento y fuerza para seguir adelante.

A mi sobrino Aarón Jesús Ramírez Luque por brindarme una luz y alegría enorme en mi vida, permitiéndome ver que no hay obstáculo suficientemente grande que nos impida vivir a plenitud.

Félix Luque.

AGRADECIMIENTOS

A Dios por darme la vida, la salud y la esperanza, para así poder siempre seguir luchando.

Agradezco a mi familia, mi madre María Delgado, a Doris Hernández, mi hermano Daniel Abreu y sobrino Fabián Hernández, por darme las herramientas y apoyo para seguir cada uno de mis proyectos.

Agradezco a mi tutor Dr. Pedro Cadenas por creer en mí, en mis conocimientos y así poder realizar la presente investigación, de tanta importancia y ambición.

A la Universidad Central de Venezuela, sus docentes, personal administrativo y obrero, por brindarme el conocimiento que hoy por hoy poseo.

A mi compañero de tesis, compañero de deporte y amigo Félix Adrián Luque Zambrano, Dios te bendiga.

A todos mis amigos por acompañarme y ayudarme tanto en momentos buenos y en los momentos difíciles, siempre estaré agradecido por haberlos conocido.

Andrés Abreu

AGRADECIMIENTOS

A DIOS por ser fuente de vida, de bondad y amor, por haber puesto en mi camino personas que con su grano de arena contribuyeron en mi formación tanto humana como académica.

A mis Padres Milagros Zambrano y Félix Luque por haber hecho de mi un hombre de bien.

A mi hermana Mariel Luque y mi sobrino Aarón Ramírez por ser un apoyo incondicional en cada momento de mi vida, cada uno de ustedes representa una inspiración una razón para luchar y jamás rendirse. Los AMO.

A mi familia Luque-Zambrano por cada una de las vivencias consejos y experiencias con cada uno de sus integrantes, tíos, primos, y en especial a mis abuelos María Tannoux, Félix Antonio Luque que aun hoy día son ejemplo a seguir, mis abuelos Heriberto Zambrano y Callita Arias que aunque no me acompañen físicamente fueron gran ejemplo a seguir, todos ustedes han contribuido a ser quien soy hoy día, le pido a DIOS, que los bendiga que los llene de salud de amor y de respeto

A la familia Alonso Castro por abrirme las puertas de su casa, en especial a mi pareja Angélica Alonso por amarme cada día y apoyarme en todo te AMO.

A mi Tutor, el Dr. Pedro Cadenas, por permitirme desarrollar una investigación de tal importancia, quien fue un apoyo constante durante la misma, demostrando una vez más su incansable compromiso y labor como docente.

A todos mis compañeros quienes a lo largo de mi carrera han estado a mi lado quienes me han hecho reír y disfrutar de esta etapa de mi vida, en especial a mi compañero de tesis y de actividades subacuáticas Andrés Abreu.

Por último y no menos importante a cada uno de tus rincones, de tus espacios que siempre estarán fotografiados en mi mente y en mi corazón, le pido a DIOS que jamás dejes de ser la única y la verdadera Universidad Central de Venezuela, en especial a la escuela de INGENIERIA MECANICA y cada una de las personas que en ellas hacen vida, grandiosos profesores y personal administrativo.

Félix Luque.

Abreu D. Andrés E

Luque Z. Félix A.

INFLUENCIA DEL DAÑO ACUMULADO POR FATIGA POR MICROINDENTACIÓN INSTRUMENTADA A CARGA CONSTANTE Y PROGRESIVA SOBRE EL ACERO AISI 1020.

Tutor académico: Dr. Pedro Cadenas. Tesis. Caracas, U.C.V. Facultad de Ingeniería. Escuela de mecánica. 2014, N° 131 de páginas.

Palabras claves: Indentación instrumentada, microindentación, dureza, fatiga.

RESUMEN

La evolución de los parámetros de indentación fue investigada sobre una lámina de 3mm de espesor de acero AISI 1020 usando microindentación instrumentada. Fue empleado un indentador Vickers y otro de geometría esférica, variando dos parámetros, carga máxima de indentación en siete niveles de carga: 1.000, 2.500, 5.000, 7.500, 10.000, 15.000 y 20.000mN con una descarga del 40% de la máxima, con velocidad de carga constante de 300.000mN/min, y el segundo parámetro que se varió fue la velocidad de aplicación de carga en seis niveles: 25.000, 50.000, 100.000, 200.000, 250.000 y 300.000 mN/min, aplicando de manera progresiva hasta un máximo de 20.000mN; todos los ensayos fueron realizados a 1000 ciclos. Se estudió a través de las curvas dureza y tasa de endurecimiento por deformación contra el número de ciclos la evolución de la dureza en el material producto de las indentaciones cíclicas, donde se registró a cargas mayores a los 10.000 mN un crecimiento en su dureza Vickers de hasta un 18,90% a 100 ciclos, efecto producido debido a la activación de los mecanismos de falla por fatiga indentación. Debido a éste análisis, fue posible la construcción de curvas de mejor ajuste para la evolución de la dureza, y permitir así el planteamiento matemático de un modelo que estime el valor de la dureza Vickers bajo condiciones similares a este estudio, teniendo como variables el número de ciclos (N) y la carga máxima de aplicación (F_m), con un promedio general de error del $\pm 12\%$ respecto a los valores obtenidos experimentalmente. También, se determinó que después de los 100 ciclos la evolución de los parámetros de indentación instrumentada como, la pendiente de la curva de descarga S [mN/nm], la profundidad máxima h_m [nm], se mantiene constante. Se pudo observar que la velocidad de aplicación de carga progresiva no tuvo ningún efecto sobre los parámetros de indentación a las velocidades bajo las cuales se realizaron los ensayos.

ÍNDICE

RESUMEN	ix
ÍNDICE DE ILUSTRACIONES	xiii
ÍNDICE DE TABLAS.....	xx
INTRODUCCIÓN	1
CAPÍTULO I: PROBLEMA EN ESTUDIO.....	3
1.1 Planteamiento del Problema.....	3
1.2 Objetivo General.....	5
1.3 Objetivos Específicos.....	5
1.4 Alcances	6
1.5 Limitaciones	7
CAPÍTULO II: MARCO TEÓRICO.....	8
2.1 Antecedentes	8
2.2 Medida de la Dureza Mediante Indentación.....	35
2.2.1 Definición	35
2.2.2 Tipos de dureza.	36
2.2.3 Introducción del Método de Indentación	38
2.2.4 Tipos De Ensayos De Dureza.	39
2.3 Microindentación.	47
2.4 Indentación Instrumentada.....	48
2.5 Fatiga.	50
2.5.1 Curva de Wöhler o Curva S-N (Esfuerzo-Número de Ciclos).....	53
2.5.2 Daño Acumulado	54

2.5.3 Fatiga de Bajo Ciclaje	60
2.6 Ley de Manson-Coffin	61
2.7 Parámetros del Ensayo de Indentación Instrumentada Empleados.....	62
2.7.1 Fuerza Máxima (Fm).....	63
2.7.2 Profundidad Máxima (hm).....	63
2.7.3 Área Proyectada (Ap).....	63
2.7.4 Dureza Martens (HM).....	63
2.7.5 Dureza Vickers (Hv).....	63
2.7.6 Pendiente de la Curva de Descarga (S).....	64
CAPÍTULO III METODOLOGÍA EXPERIMENTAL	65
3.1 MATERIAL BASE	65
3.1.2 Diagrama de Wohler de los Aceros de Bajo Carbono.....	68
3.2 Metodología Experimental.	68
3.2.1 Calibración.....	68
3.2.2 Montaje de la pieza de acero AISI 1020.....	69
3.2.3 Fatiga Constante.....	69
3.2.3 Fatiga Progresiva.	70
3.3 Construcción de las curvas fuerza, profundidad, dureza en función del número de ciclos entre otras.	70
CAPÍTULO IV: RESULTADOS Y ANÁLISIS.....	72
4.1 Presentación de Resultados.....	72
4.1.1 Ensayo de Micro-Indentación a carga máxima constante.	73
4.1.2 Microindentación a carga progresiva.	89
4.1.3 Modelo matemático representativo de la evolución de la dureza sobre el acero AISI 1020.....	98

4.1.3.1.2 Cálculo del error porcentual.....	103
4.2 Análisis de los Resultados.	107
4.2.1 Análisis de los parámetros de indentación.	107
4.2.2. Modelo matemático representativo de la evolución de la dureza sobre el acero AISI 1020.....	116
CAPÍTULO V: CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES.	122
5.1 Conclusiones.	122
5.2 Recomendaciones.....	123
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS	125
APÉNDICE	134

ÍNDICE DE ILUSTRACIONES

Figura 2. 1 Características microestructurales (wc-co 35 y wc-co 60) [29]	8
Figura 2. 2 Relación entre la carga y profundidad para los diferentes sistemas estudiados [29].....	9
Figura 2. 3 Influencia del número de indentaciones en la profundidad de indentación (carga máxima 25 mN) [29].....	10
Figura 2. 4 Influencia del número de indentaciones en la profundidad de indentación (carga máxima 100 mN) [29].....	10
Figura 2. 5 Influencia del número de indentaciones en la profundidad de indentación (carga máxima 200 mN) [29].....	11
Figura 2. 6 Indentaciones en los sistemas wc-co 35 (a) y wc-co 60 (b) luego de la prueba de indentación con carga de 200 mN [29].	11
Figura 2. 7 Micrografía de la zona de daño justo en la cercanía del indentador luego de la prueba de fatiga cíclica en wc-co 35 luego de probar a 200 mN/ 100 ciclos – a. Detalles -b. Junto con el resultado de la difracción de electrones en el área seleccionada [29].	12
Figura 2. 8 Micrografía de la zona de daño justo en la cercanía del indentador luego de la prueba de fatiga cíclica en sistemas wc-co 35 y wc-co 60 luego de la prueba a 200 mn/100 ciclos. Líneas de deslizamiento y dislocaciones en los granos de wc deformados – (a), estructura del aglutinante deformado – (b), fuente de dislocaciones, wc/wc y wc/co fractura – (c), y fractura de wc/co – (d) [29].....	13
Figura 2. 9 Curva típica carga-profundidad (p-h) en particulares zonas del acero inoxidable 304 l [7].	15
Figura 2. 10 Distribución de las propiedades mecánicas básicas a través de las regiones en las juntas de 404 l ss: (a) limite de elasticidad (s_y), (b) exponente de endurecimiento por deformación (n), (c) modulo de elasticidad (e) [7].....	16
Figura 2. 11 Curva típica carga-profundidad (p-h) en zonas particulares de falla por fatiga en muestras conjuntas [7].....	17

Figura 2. 12 Dependencia de las propiedades mecánicas al aplicar amplitudes de esfuerzos: (a) limite elástico (S_y); exponente de endurecimiento por deformación (n) y módulo de Young (E) [7].....	18
Figura 2. 13 Microestructura en particulares zonas del 304L SS: (a) metal base, (b) metal base y, (c) región interfacial cercana a HAZ [7].	19
Figura 2. 14 Relación entre la carga aplicada y la impresión de la profundidad para dos planos cristalográficos en estudio [2].....	21
Figura 2. 15 Influencia del número de indentaciones en la profundidad de impresión con carga máxima de (a) 10 mN, (b) 50 mN [2].	22
Figura 2. 16 Relación entre la profundidad de indentación y la dureza en fatiga para impresiones creadas en planos basal y prismático para diferentes cargas y 100 ciclos [2].	22
Figura 2. 17 Sistemas de deslizamiento generados durante la indentación de planos (a) basal (microscopía de fuerza atómica), (b) prismático (microscopía electrónica de barrido) [2].	23
Figura 2. 18 Espectros de carga para fatiga [30].	24
Figura 2. 19 (a) Curva carga profundidad, (b) profundidad de indentación vs número de ciclos. El bloque de carga es bajo-alto (Figura 2.18a) [30].....	24
Figura 2. 20 Profundidad de indentación por ciclo vs número de ciclos [7].....	25
Figura 2. 21 Profundidad de indentación por ciclo vs número de ciclos [7].....	26
Figura 2. 22 Profundidad de indentación por ciclo vs número de ciclos [7].....	26
Figura 2. 23 Profundidad de indentación por ciclo vs número de ciclos [7].....	26
Figura 2. 24 SEM (microscopía óptica de barrido) imagen que muestra la sección transversal de una muestra de cobre sometida a la amplitud de la carga de fatiga: (a) Toda la imagen de la indentación. (b) La deformación local cerca de la indentación. (c) Un mayor aumento por debajo de la muesca. Mayor porcentaje de la imagen SEM del choque en cadena (d) [4].....	28
Figura 2. 25 Perfiles de dureza contra profundidad de los diferentes ejemplos [33].	30

Figura 2. 26 Modelo de la expansión de la cavidad de la zona plástica durante la indentación [33].....	31
Figura 2. 27 Modelo de dos medidas de dureza superficial consecutivas y su correspondiente dureza de la sección transversal del material [33].....	31
Figura 2. 28 Radio de la zona plástica en función de la carga por indentador Vickers para aceros de bajo porcentaje de carbono de dureza de 150 HV [33].	32
Figura 2. 29 Experimento con indentador plano cilíndrico por indentación por fatiga para un cobre policristalino, la evolución de la profundidad por indentación d y la tasa de profundidad por indentación (dd/dN) se dan como variaciones del número de ciclos [8]..	34
Figura 2. 30 . Curva carga-desplazamiento obtenida por Gong (2003) del nitrato de silicio [41].....	39
Figura 2. 31 Esquema de la indentación por penetrador de geometría esférica. (a) Etapa de aplicación de la carga, (b) huella residual [41].....	40
Figura 2. 32 Esquema de la indentación Rockwell C [41].....	42
Figura 2. 33 Esquema de la indentación Vickers [41].....	44
Figura 2. 34 Esquema del indentador Knoop [41].....	46
Figura 2. 35 Huellas piramidales Berkovitch con base triangular [41].	46
Figura 2. 36 Perfil del material en carga y descargado [13].....	47
Figura 2. 37 Representación esquemática del ensayo de indentación [40].....	49
Figura 2. 38 Representación a la fatiga [22].	51
Figura 2. 39 Diagrama $S-n$, o diagrama de Wohler [25].....	52
Figura 2. 40 Curva de Wöhler o Curva S-N para las aleaciones ferrosas y de Ti y aleaciones no ferrosas [25].....	53
Figura 2. 41 Representación esquemática del comportamiento a la fatiga por el método de rotación y por la regla de Miner para (a) Secuencia de carga ascendente y (b) Secuencia de carga descendente [25].....	58

Figura 2. 42 Representación de la Ley de Manson-Coffin de las pendientes universales [25].	62
Figura 2. 43 (a) la sección transversal esquemática de un guión cónico y profundidades (b) de la curva de carga-profundidad y indentación utilizados para calcular los números de dureza [35].	64
Figura 3. 1 a)Una prensa para banco manual. B) Juego de tornillos. tuercas con arandelas. C) Set de levas [27].	66
Figura 3. 2 Curva de Wohler para algunos aceros de baja aleación laminados en frío y algunas aleaciones de aluminio [37].	68
Figura 3. 3 Indentador Vickers [42].	69
Figura 3. 4 Esquema básico de indentador esférico [43].	69
Figura 3. 5 Esquema representativo de resultados arrojados por el software CSM Instrument en formato Excel, para el primer ciclo de indentación.	71
Figura 4. 1 Propagación de la profundidad por indentación en función del número de ciclos.	73
Figura 4. 2 Curva HM (Mpa) contra el número de ciclos (N) obtenidas por microindentación Vickers (Acero AISI 1020) carga máxima constante método Martens.	80
Figura 4. 3 Curva HM (Mpa) vs número de ciclos (N) obtenidas por microindentación esférica (Acero AISI 1020) carga máxima constante método Martens.	80
Figura 4. 4 Dureza Vickers (H_v) vs número de ciclos (N) obtenidas por microindentación Vickers (Acero AISI 1020) carga máxima constante método Tangente.	80
Figura 4. 5 Dureza Vickers (H_v) vs número de ciclos (N) obtenidas por microindentación esférica (Acero AISI 1020) carga máxima constante método Tangente.	80
Figura 4. 6 Curva profundidad máxima h_m (nm) vs número de ciclos (N) obtenidas por microindentación Vickers (Acero AISI 1020) carga máxima constante método Martens.	81
Figura 4. 7 Curva profundidad máxima h_m (nm) vs número de ciclos (N) obtenidas por microindentación Vickers (Acero AISI 1020) carga máxima constante método Tangente.	81

Figura 4. 8 Curva profundidad máxima h_m (nm) vs número de ciclos N obtenidas por microindentación con penetrador esférico (Acero AISI 1020) carga máxima constante método Martens.	82
Figura 4. 9 Curva profundidad máxima (hm) vs número de ciclos (N) obtenidas por microindentación con penetrador esférico (Acero AISI 1020) carga máxima constante método Tangente.....	82
Figura 4. 10 Pendientes de la curva de descarga vs número de ciclos obtenidas por microindentación con indentador esférico (Acero AISI 1020) carga constante método Tangente.	83
Figura 4. 11 Fuerza máxima F_m (20.000 mN) vs el desplazamiento máximo h_m (nm) obtenidas por microindentación con indentador Vickers (Acero AISI 1020) carga máxima constante método Tangente a 100 ciclos.....	84
Figura 4. 12 Dureza Martens (20.000 mN) vs el desplazamiento máximo h_m (nm) obtenidas por microindentación Vickers (Acero AISI 1020) carga máxima constante método Martens a 100 ciclos.....	85
Figura 4. 13 Tasa de endurecimiento Vickers en función del número de ciclos vs el número de ciclos para carga constante con indentador Vickers.....	87
Figura 4. 14 Tasa de endurecimiento Vickers en función del número de ciclos vs el número de ciclos para carga constante con indentador Vickers.....	88
Figura 4. 15 Curva HM (Mpa) vs número de ciclos obtenidas por microindentación Vickers (Acero AISI 1020) carga Progresiva método Martens.....	94
Figura 4. 16 Fuerza máxima F_m (mN) vs número de ciclos obtenidas por microindentación Vickers (Acero AISI 1020) carga Progresiva método Martens.....	94
Figura 4. 17 Profundidad máxima h_m (nm) vs número de ciclos obtenidas por microindentación Vickers (Acero AISI 1020) carga Progresiva método Martens.....	95
Figura 4. 18 Fuerza máxima F_m (mN) vs número de ciclos obtenidas por microindentación Vickers (Acero AISI 1020) carga Progresiva método Tangente.....	95

Figura 4. 19 Profundidad máxima h_m (nm) vs número de ciclos obtenidas por microindentación Vickers (Acero AISI 1020) carga Progresiva método Tangente.	96
Figura 4. 20 Dureza Vickers H_v . (Vickers) vs número de ciclos N obtenidas por microindentación Vickers (Acero AISI 1020) carga progresiva método Tangente.	96
Figura 4. 21 Pendiente de la curva de descarga S . (mN/nm) vs número de ciclos N obtenidas por microindentación Vickers (Acero AISI 1020) carga progresiva método Tangente.	97
Figura 4. 22 Curva de mejor ajuste potencial para la dureza Vickers H_v (Vickers) vs número de ciclos N obtenidas por microindentación Vickers (Acero AISI 1020) carga máxima constante método Tangente.	99
Figura 4. 23 Curva de mejor ajuste para el parámetro a vs las cargas aplicadas, (Acero AISI 1020) carga máxima constante método Tangente.	100
Figura 4. 24 Curva de mejor ajuste para el parámetro b vs las cargas aplicadas, (Acero AISI 1020) carga máxima constante método Tangente.	100
Figura 4. 25 Curva de la dureza Vickers iniciales respecto a la carga máxima aplicada, por indentador Vickers a carga máxima constante, mostrando su curva de mejor tendencia polinómica.	102
Figura 4. 26 Curva de mejor ajuste potencial para la dureza Vickers normalizada H_v/H_{v_0} vs número de ciclos (N) obtenidas por microindentación instrumentada por indentador esférico (Acero AISI 1020) carga máxima constante.	105
Figura 4. 27 Curva de mejor ajuste para la Dureza Vickers H_v (Vickers) vs número de ciclos N obtenidas por microindentación con indentador esférico (acero AISI 1020) carga máxima constante método Tangente.	106
Figura 4. 28 Curva de mejor ajuste para la Dureza Vickers H_v . (Vickers) vs número de ciclos N obtenidas por microindentación indentador esférico (Acero AISI 1020) carga máxima constante método Tangente.	106

Figura 4. 29 Curva profundidad máxima h_m (nm) vs el número de ciclos (N) obtenidos por microindentación Vickers a 20.000mN (acero AISI 1020) carga máxima constante método Martens.....	112
Figura 4. 30 Tasa de endurecimiento vs número de ciclos a carga máxima de 20.000mN por indentador Vickers a carga constante.	116
Figura 4. 31 Representación gráfica de valores de dureza Vickers a cada nivel de carga máxima aplicado, tanto experimental como calculado por el modelo matemático planteado.	118
Figura 4. 33 Comparación entre los valores obtenidos experimentalmente, curva de mejor ajuste (potencial) y los valores obtenidos a través del uso del modelo matemático planteado para carga máxima de 20.000 mN.	119
Figura 4. 34 Comparación entre los valores obtenidos experimentalmente, curva de mejor ajuste (potencial) y los valores obtenidos a través del uso del modelo matemático planteado para carga máxima de 15.000 mN.	119
Figura 4. 35 Comparación entre los valores obtenidos experimentalmente, curva de mejor ajuste (potencial) y los valores obtenidos a través del uso del modelo matemático planteado para carga máxima de 20.000 mN.	120

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 2. 1 Parámetros de microestructura y macrodureza de los sistemas estudiados [29]... 8	8
Tabla 2. 2 Composición química del acero inoxidable 304L [7]. 15	15
Tabla 2. 3 b/d radios calculados por indentación Vickers para varios materiales [33]. 31	31
Tabla 2. 4 Principios y cantidades de dureza de las principales pruebas de durezas por indentación [41]. 42	42
Tabla 2. 5 Parámetros De Indentación Según El Método [35]. 62	62
Tabla 3. 1 Composición química nominal del acero AISI 1020 [28]. 66	66
Tabla 3. 2 Propiedades mecánicas del Acero AISI 1020 [28]. 67	67
Tabla 4. 1 Valores del ensayo de indentación Vickers (acero AISI 1020) carga máxima constante método Martens. 74	74
Tabla 4. 2 Valores del ensayo de indentación Vickers (acero AISI 1020) a carga máxima constante método Tangente. 75	75
Tabla 4. 3 Valores del ensayo de indentación esférica (acero AISI 1020) a carga constante método Martens. 77	77
Tabla 4. 4 Valores del ensayo de indentación por penetrador de geometría esférica (acero AISI 1020) a carga máxima constante método Tangente. 77	77
Tabla 4. 5 Valores de la derivada de endurecimiento por deformación respecto al número de ciclos bajo indentador Vickers. 86	86
Tabla 4. 6 Valores de la derivada de endurecimiento por deformación respecto al número de ciclos bajo indentador esférico. 86	86
Tabla 4. 7 Valores del ensayo de indentación Vickers (acero AISI 1020) a carga progresiva método Martens. 89	89
Tabla 4. 8 Valores del ensayo de indentación Vickers (acero AISI 1020) a carga progresiva método Tangente. 91	91

Tabla 4. 9 Ecuaciones de mejor ajuste para la evolución de la dureza utilizando el método Tangente y un indentador Vickers.	99
Tabla 4. 10 Error porcentual entre el uso de la fórmula propuesta y los datos experimentales, bajo indentador Vickers, a carga máxima constante.	104
Tabla 4. 11 Ecuaciones de mejor ajuste para la evolución de la dureza utilizando el método Tangente y un indentador esférico.	105

INTRODUCCIÓN

Hoy en día la mayoría de los ensayos para determinar las propiedades de los materiales relacionadas con el diagrama esfuerzo deformación, la carga se aplica de manera gradual dando suficiente tiempo a que la deformación se desarrolle en su totalidad. Además la muestra se ensaya hasta su fractura por lo cual los esfuerzos pueden ser aplicados una sola vez. Por ello los ensayos de esta clase se aplican bajo lo que conocemos como condiciones estáticas, las cuales son bastante aproximadas a condiciones reales a las que son sometidos muchos elementos de máquinas [1].

Con frecuencia existen condiciones en las cuales los esfuerzos varían o fluctúan entre ciertos niveles. Por ejemplo, una fibra particular en la superficie de un eje rotatorio que se somete a fuerzas flexionantes, estará sometida a tensión y compresión por cada revolución del eje. Estas y otras clases de carga que ocurren en elementos de máquinas producen esfuerzos que se llaman esfuerzos variables, repetidos, alternantes o fluctuantes.

Cuando ocurre una falla por la acción de esfuerzos fluctuantes se ha observado que los esfuerzos máximos reales han estado por debajo del límite de fluencia. La principal característica de esta falla consiste en que los esfuerzos se repitieron un gran número de veces. Por lo tanto estas fallas se le llaman fallas por fatiga [1].

Las técnicas de indentación se han utilizado desde principios del siglo XX en la caracterización de la respuesta micro-mecánica de materiales. Estas técnicas consisten en la aplicación de una carga, P , con un indentador de geometría definida, en la superficie de una probeta. Las técnicas tradicionales requieren la medición del área de contacto, A , de la huella inducida por el indentador para poder determinar la dureza, H , como el cociente entre la carga aplicada y el área de contacto. La evolución de los ensayos de dureza ha permitido desarrollar las llamadas técnicas de indentación instrumentada, en las que se registra de forma continua la carga, P , y la profundidad de indentación, h , del indentador en la muestra. El análisis de la curva P - h permite extraer tanto la dureza como el módulo de

Young, E, suministrando a su vez una herramienta para la caracterización de propiedades plásticas fundamentales como el límite de fluencia y el coeficiente de endurecimiento [7].

Debido a las exigencias del mercado, las industrias han puesto su particular atención en la durabilidad de sus piezas y sistemas mecánicos. Esto se debe a que hoy en día existe una tendencia a optimizar los criterios de resistencias al desgaste, a la fricción a la corrosión, a la fatiga, entre otros. Existen actualmente diversos ensayos para estimar la vida útil de un material sometido a cargas fluctuantes o alternantes, uno de los más conocidos es el ensayo por flexión rotativa, durante este ensayo, la probeta se somete a rotación a un número elevado de revoluciones y, además, a una fuerza perpendicular al eje de giro. Esta flexión produce junto con la rotación a una carga alternante de tracción-compresión en la superficie de la probeta.

Sin embargo, estos ensayos son destructivos y costosos de llevar a cabo, por lo cual el desarrollo de este proyecto tiene como objetivo fundamental el estudio de la fatiga a través de la micro-indentación instrumentada a fin de determinar la evolución de sus propiedades mecánicas; se han realizado considerables esfuerzos de estudio para investigar las propiedades elásticas y plásticas de diferentes materiales con esta técnica ([2], [3] , [8], [7]), 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 a través de la indentación.

En la presente investigación realizaremos un estudio sobre una pieza de Acero al carbono AISI 1020, por ser un metal común y empleado en diversas áreas. Se sabe que por su contenido de carbono estos aceros se utilizan para la fabricación de piezas estructurales o de maquinaria de mediana resistencia con una gran tenacidad entre ellas tenemos, ejes, cadenas, remaches, tornillos, pernos, sujetadores, engranajes, piñones, pasadores de baja resistencia, prensas y levas [9].

CAPÍTULO I: PROBLEMA EN ESTUDIO

1.1 Planteamiento del Problema.

Actualmente luego de muchos años del uso industrializado de los materiales en la construcción de estructuras y mecanismos dentro de la ingeniería, se observa que existe una falla común en materiales originándose una grieta o punto de quiebre dentro de materiales luego de un uso continuo. Esta falla tiene como característica principal que la misma ocurre luego de completar un número de ciclos, donde están presentes cargas alternantes.

La fatiga en los materiales es objeto de estudio a nivel mundial ya que la misma está vinculada directamente con la ingeniería y con la aplicación que a la misma se le puede dar, dando a conocer un estimado de vida de los materiales e incluso siendo usada para el diseño de piezas mecánicas compuestas, donde se diseña para que el material de menor importancia falle, garantizando o prolongando la vida del material de mayor importancia. Estas y otras aplicaciones son utilizadas partiendo de la fatiga, sin embargo se sabe que luego de años de estudio de la misma aun no se conoce una ley, que prediga con exactitud el inicio de la grieta o la falla en los materiales.

Entre algunos de los ensayos que se tienen actualmente para estudiar la fatiga se conoce el ensayo por flexión rotativa, durante este ensayo, la probeta se somete a rotación a un número determinado de revoluciones y, además, a una carga flexionante. Esta flexión produce junto con la rotación un esfuerzo alternante de tracción-compresión en la superficie de la probeta, es un ensayo fácil de llevar a cabo, sin embargo resulta costoso, ya que incluye para la realización del mismo la fabricación de probetas con las especificaciones exigidas por la norma, así como un alto costo por ello, ya que implica la repetición de la prueba cierta cantidad de veces, lo que implica gran cantidad de tiempo invertido para llevar a cabo el ensayo, de igual forma por lo general, son ensayos que se realizan fuera de las fábricas de producción o en laboratorios de estudios de materiales.

La técnica de la micro-indentación ha sido empleada para el estudio de la dureza de un material en áreas muy pequeñas del mismo, se emplean cargas menores a 1.000gf. Esta

CAPÍTULO I: PROBLEMA EN ESTUDIO

técnica es utilizada para la evaluación de la homogeneidad del material, caracterización de soldaduras, como una ayuda para la identificación de las fases, y para determinar la dureza de muestras muy delgadas o pequeñas. Entre las aplicaciones más comunes tenemos: gradientes de dureza, dureza superficial, profundidad de capa (cementación, carbonitruración, nitruración), dureza de recubrimientos (PVD, CVD, Espray Térmico), dureza de fase, dureza de cerámicos y dureza de granallas.

Es importante desarrollar ensayos no convencionales los cuales ayuden, a conocer las propiedades de los materiales relacionados a la fatiga, por esto se busca utilizar la microindentación instrumentada para conocer la evolución de las propiedades mecánicas del material y su relación, con la evolución de las propiedades mecánicas al ser sometido a cargas alternantes, ayudando a reducir el tiempo de estudio del material como también los costos de realización de los mismos, obteniendo estudios no destructivos los cuales permitan ser llevados a cabo incluso sobre piezas mecánicas que ya hayan estado en funcionamiento anteriormente. El enfoque primordial del estudio de la fatiga a través de la micro-indentación instrumentada se desarrolla y tiene como finalidad 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.

En la investigación a continuación realizaremos un estudio sobre una muestra de Acero al carbono AISI 1020, por ser un metal común y empleado en diversas áreas. Se sabe que por su contenido de carbono estos aceros se utilizan para la fabricación de piezas estructurales o de maquinaria de mediana resistencia con una gran tenacidad entre ellas tenemos, ejes, cadenas, remaches, tornillos, pernos, sujetadores, engranajes, piñones, pasadores de baja resistencia, prensas y levas. Los cuales están sometidos a cargas variables y son susceptibles a fallar por fatiga. Por esto se aplicará la técnica de fatiga por indentación con el objeto de determinar o predecir el daño acumulado.

1.2 Objetivo General

Estudiar la influencia del daño acumulado por fatiga por microindentación instrumentada a carga constante y progresiva sobre el acero AISI 1020

1.3 Objetivos Específicos

- Determinar experimentalmente las curvas de los parámetros de microindentación instrumentada (fuerza, profundidad, dureza, etc.) en función del número de ciclos, producto del proceso de indentación utilizando penetradores tipo Vickers (piramidal) y esférico.
- Determinar las curvas de carga y dureza contra la profundidad de indentación.
- Determinar experimentalmente la tasa de endurecimiento por deformación según la variación de la profundidad de indentación respecto al número de ciclos.
- Analizar la evolución de la dureza en el material luego de someterse a fatiga por micro-indentación 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 el acero AISI 1020.

1.4 Alcances

- Estudiar la influencia de la aplicación de la carga de manera progresiva y constante sobre el Acero al carbono AISI 1020
- Realizar un análisis de la evolución de la dureza del Acero al carbono AISI 1020 debido a indentaciones por carga variable y progresiva.
- Realizar las comparaciones de los resultados obtenidos en este trabajo con las investigaciones previas.
- Ser la guía de vanguardia para las próximas investigaciones que se puedan realizar teniendo como estudio el ensayo de micro-indentación instrumentada para la medición y determinación del comportamiento de distintos materiales sometidos a fatiga.

1.5 Limitaciones

- No se posee dentro de las instalaciones de la universidad central de Venezuela específicamente en la escuela de Ingeniería Mecánica el equipo necesario para realizar estudios de indentación y microindentación cíclica para la evaluación de propiedades cíclicas.
- No se poseen los recursos necesarios para poder viajar al extranjero y realizar más ensayos para la obtención de datos adicionales, debido a que los mismos fueron realizados en Laboratorio de Mecánica de Lille adscrito a la Universidad de Ciencia y Tecnología de Lille en Francia.
- El tiempo necesario para llevar a cabo los estudios y recolección de datos es elevado ya que los ciclos fueron fijados en 1000 repeticiones, dificultando la repetición de los mismos.
- No se poseen las muestras de microscopia óptica que permitan la ampliación del estudio de la huella presente en la muestra.
- Escases de investigaciones afines o comunes con los objetivos que se plantean en este proyecto de grado.

CAPÍTULO II: MARCO TEÓRICO

2.1 Antecedentes

Los trabajos de investigación científica que a continuación son mencionados, se encuentran relacionados con el tema de investigación que se pretende estudiar en este trabajo:

Annamária Duszová (2013) “Indentation fatigue of WC–Co cemented carbides” [29]: Realizó un estudio de la fatiga indentación en carburos cementados de WC-Co. Los experimentos de fatiga de 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). Antes del ensayo de nanoindentación, las muestras también fueron pulidas, con un paso final, utilizando 0,5 micras de pasta de diamante. Los especímenes fueron indentados con cargas máximas de 25 mN, 50 mN, 100 mN 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 este estudio se determina la deformación y los mecanismos de daño alrededor de la zona indentada, para el mismo se evalúan las propiedades en dos sistemas de WC-Co con diferentes parámetros de microestructura.

Se muestra a continuación en la **Figura 2.1** las características microestructurales de los sistemas en estudio y a su vez en la **Tabla 2.1** los parámetros de microestructura y macrodureza.

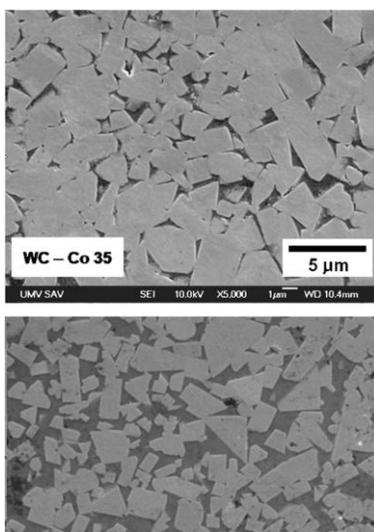


Figura 2. 1 Características microestructurales (wc-co 35 y wc-co 60) [29]

Tabla 2. 1 Parámetros de microestructura y macrodureza de los sistemas estudiados [29].

System/parameter	$f_{Co} \%$	$D_{WC} \mu m$	$L_{Co} \mu m$	C_{WC-}	HV30 $kg \cdot mm^{-2}$
WC-Co 35	10.7	1.69	0.29	0.37	1191/31
WC-Co 60	35.3	1.07	0.76	0.23	785/13

En la **Figura 2.2** se muestra las características resultantes del proceso de fatiga indentación. Está muestra la relación entre la carga y la profundidad de indentación para ambos sistemas. La profundidad de indentación durante los primeros ciclos es marcada como h_{Max} y durante los 100 ciclos h_{cycl} .

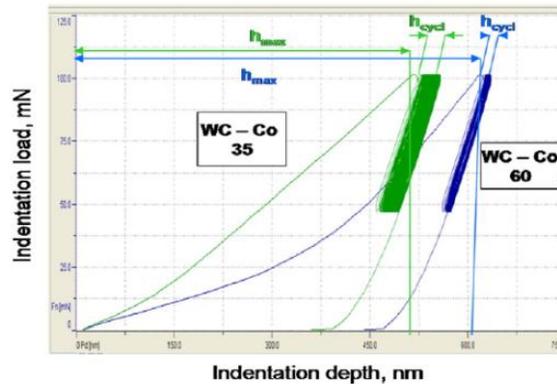


Figura 2. 2 Relación entre la carga y profundidad para los diferentes sistemas estudiados [29].

La influencia del número de ciclos en la profundidad de indentación para la carga máxima aplicada de 25 mN es mostrada en la **Figura 2.3**. La mayor deformación ocurre durante los primeros ciclos para ambos sistemas. Para el sistema con alto f_{Co} , WC-Co 60 es más extensible y muestra una profundidad de impresión aproximada de 235 nm luego de 5 ciclos en comparación al valor de 221 nm del sistema con bajo f_{Co} . Durante los siguientes ciclos estos sistemas también presentan diferencias significantes. La profundidad de indentación del sistema más suave WC-Co 60 alcanza un máximo luego de aproximadamente 10 ciclos y luego gradualmente decrece con el aumento de los ciclos. Luego de 100 ciclos la profundidad de impresión es aproximadamente la misma que la presente en el segundo ciclo. La profundidad de indentación en el sistema WC-Co 35 con bajo f_{Co} incrementa gradualmente con el incremento del número de ciclos aumenta hasta 223 nm luego de 100 ciclos.

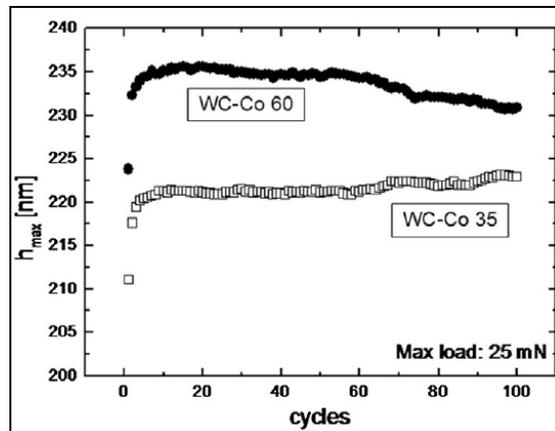


Figura 2. 3 Influencia del número de indentaciones en la profundidad de indentación (carga máxima 25 mN) [29].

Un comportamiento similar pero no más pronunciado fue encontrado durante la indentación a fatiga cíclica con la carga máxima de 100 mN, **Figura 2.4**. El sistema WC-Co 60 alcanza una profundidad de indentación aproximada de 630 nm luego de 5 ciclos y este ligeramente incrementa a una profundidad máxima de 635nm durante los siguientes 30 ciclos. Entonces la profundidad de indentación decrece de nuevo hasta aproximadamente 625 nm para el ciclo 100, con un comportamiento similar al del quinto ciclo de indentación. La profundidad de indentación en WC-Co 35 alcanza valores aproximados a 545 nm, luego de un continuo incremento alcanza 570 nm a los 100 ciclos.

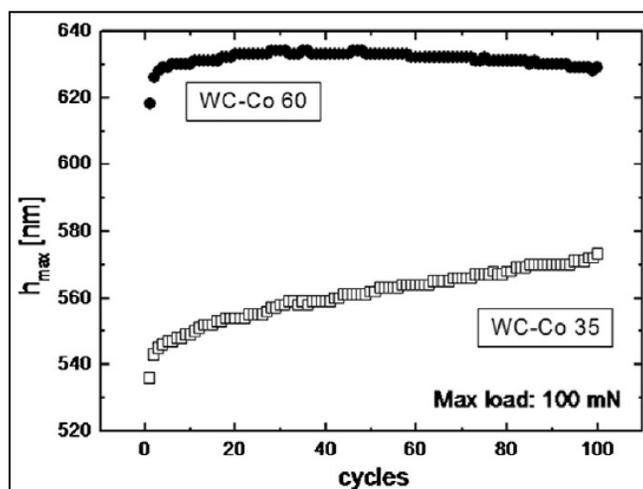


Figura 2. 4 Influencia del número de indentaciones en la profundidad de indentación (carga máxima 100 mN) [29].

Un comportamiento del mismo tipo incluso más pronunciado fue mostrado durante la fatiga cíclica con carga máxima aplicada de 200 mN, **Figura 2.5**. El sistema WC-Co 60 alcanza una profundidad de 930 nm luego de 5 ciclos con un incremento a la profundidad máxima de 940 nm luego de 40 ciclos. Entonces la profundidad de indentación decrece a 935 nm a los 100 ciclos, con un comportamiento similar al quinto ciclo. El compuesto de WC-Co 35 se comporta de manera diferente. La profundidad de indentación alcanza valores cercanos a 800 nm luego de varios ciclos y continúa aumentando. Alcanza aproximadamente 880 nm luego de 100 ciclos, con un aumento aproximado de 10% en comparación a la profundidad inicial.

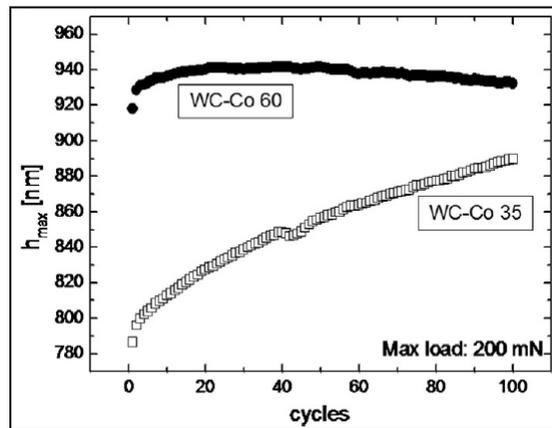


Figura 2. 5 Influencia del número de indentaciones en la profundidad de indentación (carga máxima 200 mN) [29].

Características luego de la prueba de fatiga indentación a 200 mN de carga en los sistemas estudiados son mostradas en la **Figura 2.6**.

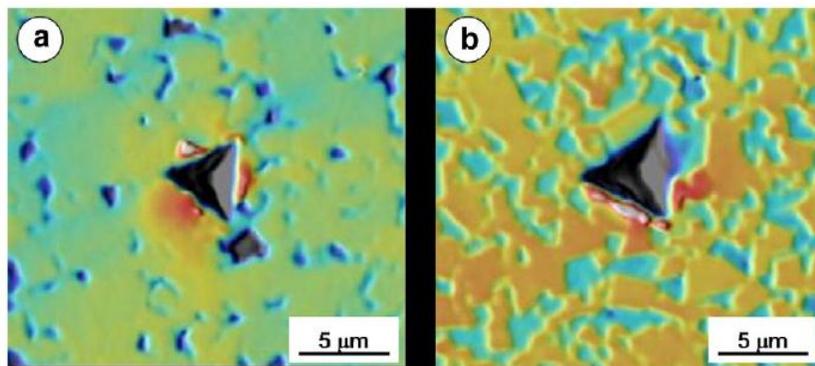


Figura 2. 6 Indentaciones en los sistemas wc-co 35 (a) y wc-co 60 (b) luego de la prueba de indentación con carga de 200 mN [29].

En las **Figuras 2.7 y 2.8** mecanismos de deformación/ daño alrededor de la zona indentada son mostrados. Cuatro principales mecanismos pueden ser reconocidos; líneas de deslizamiento en granos con diferentes sistemas de deslizamiento, fractura de granos de WC, ruptura de interfaces WC/WC, WC/CO, y deformación en la cubierta de cobalto acompañado por transformación fcc-hcp. Líneas de deslizamiento se han encontrado en todos los granos de WC en la zona aproximada a $100\mu\text{m}^3$ alrededor del indentador. El nivel de deformación/daño en los granos individuales de WC depende de la posición y orientación del grano. Las líneas de deslizamiento son originadas del contacto WC/WC.

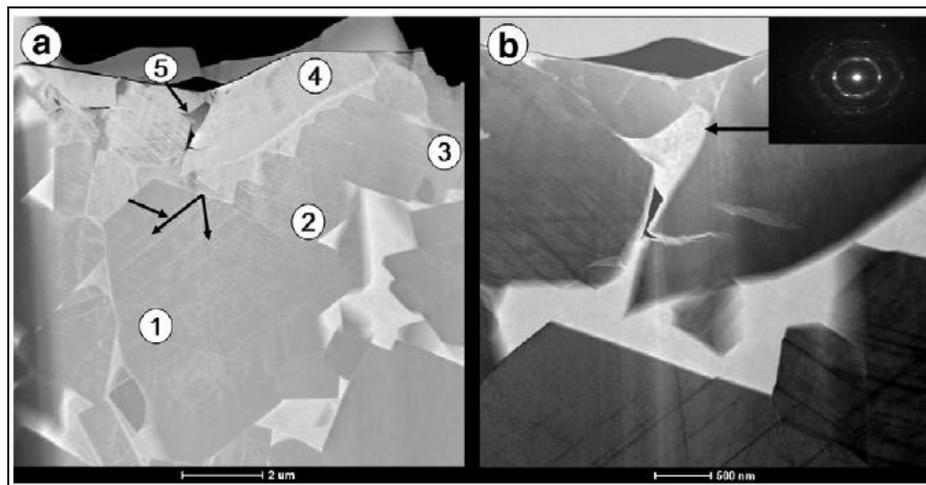


Figura 2. 7 Micrografía de la zona de daño justo en la cercanía del indentador luego de la prueba de fatiga cíclica en wc-co 35 luego de probar a 200 mN/ 100 ciclos – a. Detalles -b. Junto con el resultado de la difracción de electrones en el área seleccionada [29].

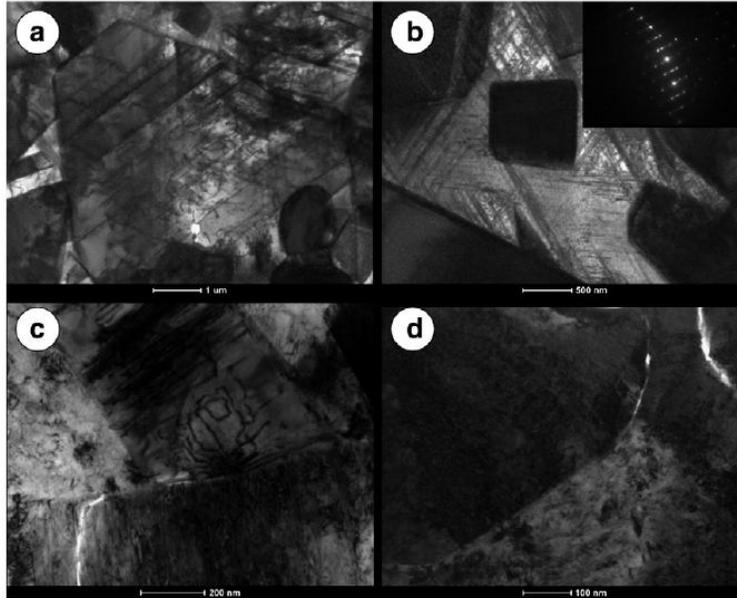


Figura 2. 8 Micrografía de la zona de daño justo en la cercanía del indentador luego de la prueba de fatiga cíclica en sistemas wc-co 35 y wc-co 60 luego de la prueba a 200 mn/100 ciclos. Líneas de deslizamiento y dislocaciones en los granos de wc deformados – (a), estructura del aglutinante deformado – (b), fuente de dislocaciones, wc/wc y wc/co fractura – (c), y fractura de wc/co – (d) [29].

La prueba de fatiga indentación de dos sistemas de WC/Co con diferentes parámetros de microestructura muestra que:

- Los sistemas con alto volumen de fracción de Co (f_{Co}) deforman más durante los primeros ciclos en comparación a los sistemas con bajo f_{Co} .
- Durante los primeros ciclos los puentes de WC/WC en los sistemas con bajo f_{Co} son destruidos, sistemas de deslizamientos son iniciados en los granos de WC y son creadas condiciones para que más deformaciones tengan lugar al pasar los siguientes ciclos.
- Durante los primeros ciclos en los sistemas con alto f_{Co} martensítico toma lugar una transformación de fase fcc-hcp, resultando en la formación de fase hcp –Co con limitada habilidad de deformarse y incrementando su volumen , en comparación a la fase fcc.

- El efecto de la transformación de fase es más significativo en los sistemas con alto f_{co} y resulta en el decrecimiento de la profundidad de impresión con el incremento del número de ciclos durante la prueba de fatiga indentación.

Duyi Ye (2012) “*Use of instrumented indentation testing to study local mechanical properties of 304L SS welded joints subjected to low-cycle fatigue loadings*” [7]: Realizó un estudio usando pruebas de indentación instrumentada para evaluar las propiedades locales de juntas soldadas de 304L SS, en dicho estudio se realizaron pruebas de fatiga de bajo ciclaje, utilizando mediciones de indentación instrumentada y microscopía óptica, en diferentes zonas de interés de estudio, como lo son la zona afectada por calor (HAZ), el material de aporte (WM), y el material base (BM), utilizaron un algoritmo analítico propuesto por Dao [38], para estimar las propiedades mecánicas básicas (límite de elasticidad, exponente de endurecimiento por deformación, módulo de elasticidad). Las pruebas de esfuerzo -axial se realizaron a temperatura ambiente en muestras conjuntas de 304LSS soldado, utilizando un sistema de ensayo servo hidráulico MTS 810. Las pruebas se realizaron en diferentes amplitudes de esfuerzo en el rango de $\pm 0,5\%$ a $\pm 1,2\%$ a una velocidad de deformación constante total de $4 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. En este estudio la vida de fatiga (N_f) de las muestras de unión soldada se define como el número de ciclos requerido para reducir el esfuerzo máximo (σ_{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 tanto de las juntas-soldadas y de las muestras conjuntas, en 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 ($1 \mu\text{m}$ tamaño de partícula) en la máquina de pulido de disco. Para revelar la microestructura, las muestras pulidas fueron atacadas químicamente durante 30s en una solución que contiene 70% HNO_3 . Las mediciones de indentación instrumentada se realizaron utilizando un probador ultra dinámico de microdureza (Shimadzu DUH201S) equipado con un indentador de diamante Vickers. En este estudio, se utilizó una carga de indentación máxima de 500mN y un tiempo de permanencia de 15s. A través de las pruebas de indentación, la tasa de carga se mantuvo a 200mN/min. Se determinó que la indentación

responde sensiblemente a los detalles de la condición metalúrgica resultante del proceso de soldadura. De la presente investigación se determinó que no solo la magnitud si no también la forma de la curva P-h cambia significativamente en la zona de unión.

El material utilizado en esta investigación fue un acero inoxidable 304L, su composición química en porcentaje de peso es mostrada en la Tabla 2.1.

Tabla 2. 2 Composición química del acero inoxidable 304L [7].

C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	Cu	N	Co
0.03	2.0	0.75	0.030	0.045	18.70	10.15	0.07	0.19	0.1	-

La **Figura 2.9** presenta típicas curvas p-h de las mediciones en las regiones BM, HAZ y WM, respectivamente. Para mayor claridad, solo una curva para cada zona de la junta fue presentada en esta figura. Como se ve en la **Figura 2.9** no solo la magnitud si no también la forma de las curvas p-h cambia significativamente con la zona de unión.

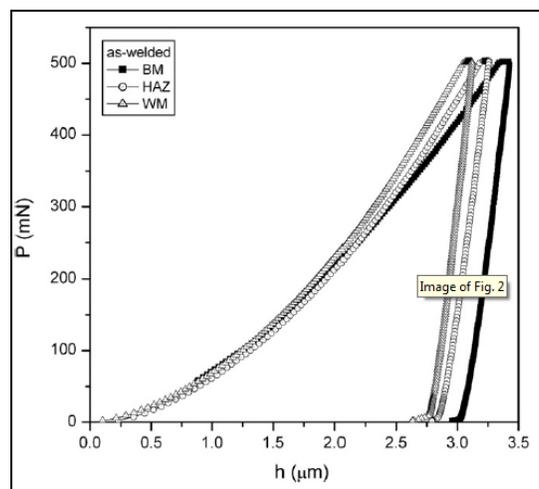


Figura 2. 9 Curva típica carga-profundidad (p-h) en particulares zonas del acero inoxidable 304 L [7].

En la **Figura 2.10** se muestra el estimado de las propiedades mecánicas dibujadas como una función de la posición de las mediciones a lo largo de las regiones de la junta

soldada, donde cada punto representa el promedio de cinco valores. Como se ve en esta figura varios parámetros mecánicos (S_y , n y E), muestran ligeras variaciones en las regiones BM y WM, pero variaciones significativas son mostradas dentro de HAZ.

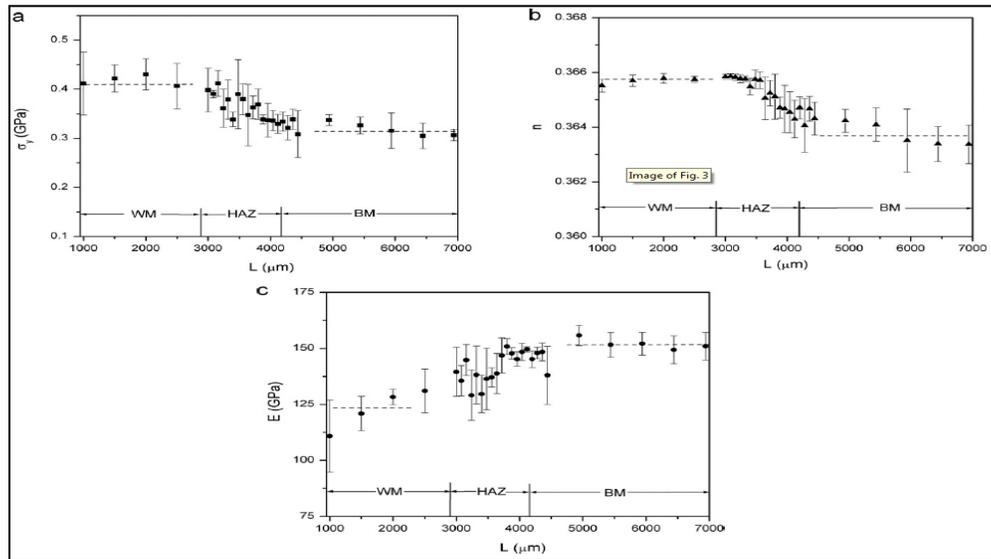


Figura 2. 10 Distribución de las propiedades mecánicas básicas a través de las regiones en las juntas de 404 l ss: (a) limite de elasticidad (s_y), (b) exponente de endurecimiento por deformación (n), (c) modulo de elasticidad (e) [7].

La **Figura 2.11** muestra una curva típica carga-profundidad (P-h), obtenida de las mediciones realizadas en el metal base, la zona afectada por calor y el metal de soldadura de las juntas 304 L SS, con dos representativos esfuerzos uno bajo y uno alto (más o menos 0,5% y más o menos 1,2 %). Como se ve en esta figura con el incremento de la amplitud del esfuerzo la curvatura de la curva de carga tiende a aumentar, como un todo, mientras que la profundidad de contacto a la carga máxima y la profundidad residual luego de completar la descarga muestran un decrecimiento característico en las regiones estudiadas.

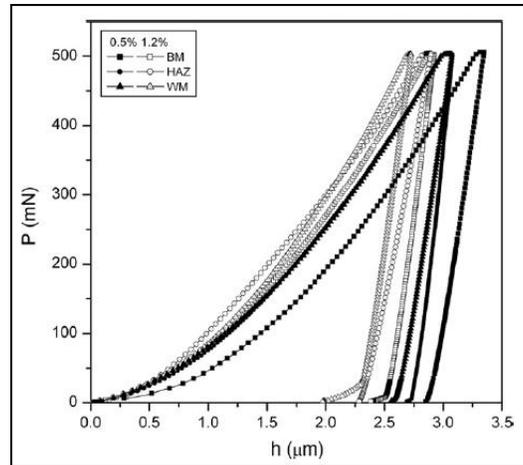


Figura 2. 11 Curva típica carga-profundidad (p-h) en zonas particulares de falla por fatiga en muestras conjuntas [7].

En este estudio, las propiedades mecánicas básicas (S_y , n y E) en tres diferentes zonas de falla por fatiga en muestras conjuntas también fueron estimadas usando el algoritmo analítico Dao con las mediciones de la curva P-h. La **Figura 2.12** muestra los valores de S_y , n y E trazados como una función de la aplicación de la amplitud del esfuerzo en cada zona de interés, cada punto representa el promedio de 15 valores. Esta figura revela que con el incremento de la amplitud del esfuerzo, el límite elástico (S_y), y el exponente de endurecimiento por deformación (n) muestran incremento en ambas regiones BM y HAZ, pero decrecen en la región WM mientras el módulo de Young (E) muestra un decrecimiento característico en varias regiones investigadas.

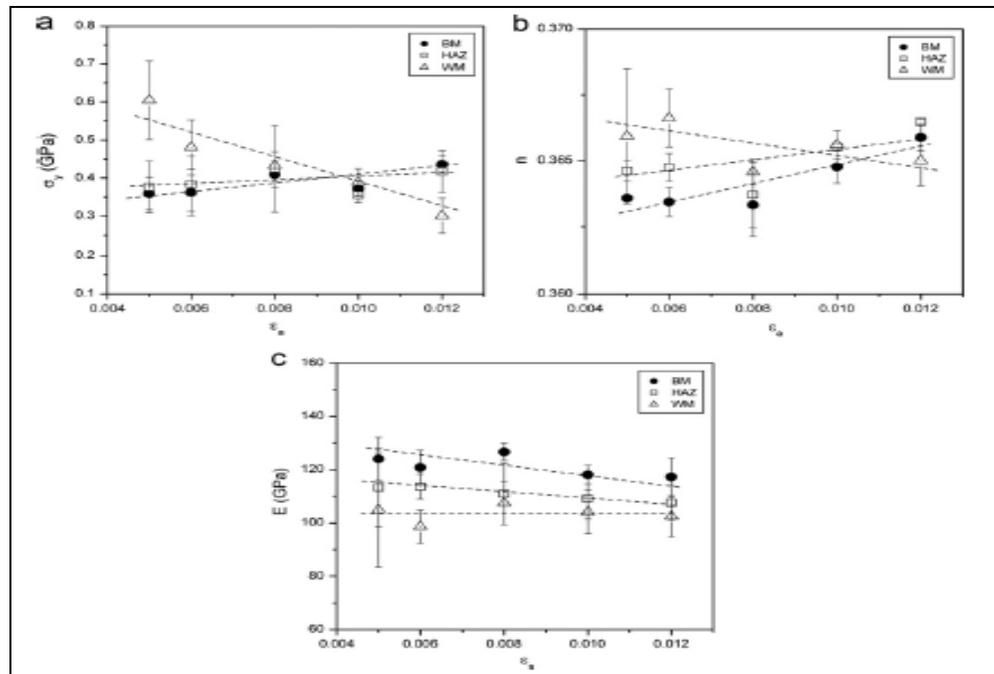


Figura 2. 12 Dependencia de las propiedades mecánicas al aplicar amplitudes de esfuerzos: (a) límite elástico (S_y); exponente de endurecimiento por deformación (n) y módulo de Young (E) [7].

La **Figura 2.13** muestra la micrografía óptica del metal base, el metal de soldadura, y las regiones interfaciales cercanas a HAZ de las juntas de 304 L SS. Se observa en la **Figura 2.13a** que la microestructura del metal base consiste en equiaxiales granos austeníticos con pequeñas cantidades de ferrita en forma alargada. El promedio de tamaño de los granos de austenita es aproximadamente 60 micras. El metal de soldadura muestra fina microestructura formada por austenita-ferrita en los límites de fase entre la austenita y la ferrita. En la **Figura 2.13c**, la microestructura de la región interfacial cercana a la zona HAZ es predominantemente vermicular o intercelular.

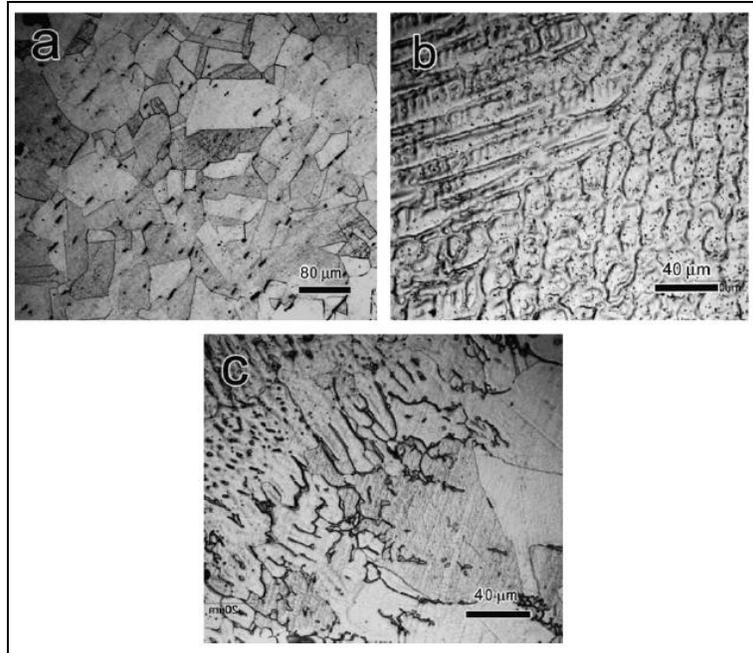


Figura 2. 13 Microestructura en particulares zonas del 304L SS: (a) metal base, (b) metal base y, (c) región interfacial cercana a HAZ [7].

Los resultados experimentales afianzan las siguientes conclusiones:

- La respuesta a la indentación es más sensible a los detalles de la condición metalúrgica resultante del proceso de soldadura. No solo la magnitud si no también la forma de la curva P-h cambia significativamente con la zona de junta.
- Los resultados muestran que la zona de soldadura tiene una mayor resistencia a la fluencia (σ_y) y un exponente de endurecimiento por deformación (n) que el metal base, mientras que dentro de la zona afectada por el calor (HAZ) muestra un gradiente significativo en las propiedades mecánicas.
- En las condiciones de soldadura, la microestructura del metal base contiene granos equiaxiales de austenita con pequeñas formaciones de ferrita. El metal de soldadura muestra una fase doble en su microestructura de austenita-ferrita. Las características microestructurales juegan un rol importante para decidir las propiedades mecánicas en diferentes zonas de soldadura.
- Una amplitud de la variación del esfuerzo, en sus propiedades mecánicas locales en particular en la zona de falla por fatiga en la junta fue obtenida. Esto demuestra que con el incremento de la amplitud del esfuerzo, la resistencia a la fluencia (σ_y) y el

exponente de endurecimiento por deformación (n) muestran incrementos en ambas regiones BM y HAZ pero un decrecimiento en la región WM, mientras que el módulo de Young (E) muestra características de decrecimiento en varias zonas de junta investigadas.

- La microestructura en regiones particulares del 304L SS soldadas sufren cambios de amplitud del esfuerzo durante bajos ciclos de carga por fatiga, que es esencialmente la responsable la variación de la amplitud de los esfuerzos en las propiedades mecánicas locales presentes en las juntas soldadas.

El trabajo de investigación presentado podría expandir más las aplicaciones de la técnica de indentación instrumentada en el análisis de fatiga por esfuerzos en componentes soldadas.

Marek Bl'anda, (2014) “*Indentation fatigue of WC grains in WC-Co composite*” [2]: Estudiaron la influencia de la carga aplicada y la orientación cristalográfica de los granos sobre la indentación a la fatiga de WC en el sistema WC-Co. Los experimentos de fatiga por indentación se realizaron usando un indentador de diamante Berkovich en el probador de dureza de nano-NHT-TTX (CSM-Instruments, SA). Los granos más grandes de WC seleccionados de sistema de WC-Co 35 con orientación basal y prismática fueron indentados con cargas máximas de 5 mN, 10 mN, 25 mN y 50 mN, luego descargados a un 50% de la carga, y repetidamente recargado a 100 ciclos en el rango de 10 -100 mN/min.

Características resultantes del experimento de fatiga indentación son mostradas en la **Figura 2.14**. Esta muestra la relación entre la carga vs la profundidad de indentación para ambos planos investigados. Los valores de profundidad luego de los primeros ciclos son 125 nm para el plano basal y 145 nm para el plano prismático. El máximo valor de la profundidad de impresión luego de 100 ciclos con carga máxima de 10 mN para el plano basal es 135 nm y para el plano prismático 170nm.

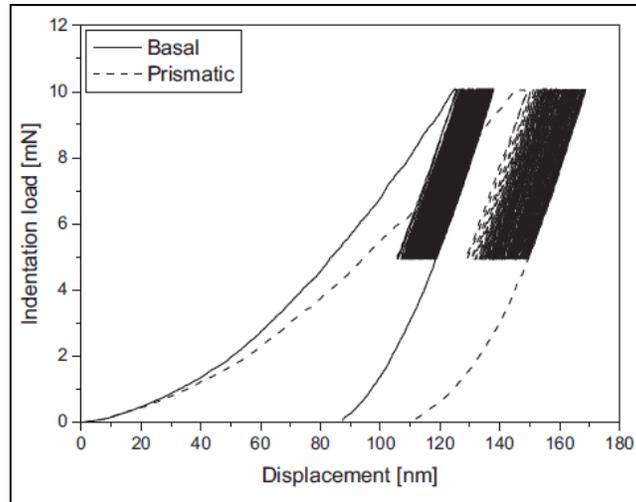


Figura 2. 14 Relación entre la carga aplicada y la impresión de la profundidad para dos planos cristalográficos en estudio [2].

La influencia del número de ciclos aplicados sobre la profundidad de impresión para ambos planos basal y prismático para una carga máxima de 10mN es mostrada en la **Figura 2.15a**. mayores deformaciones ocurren durante los primeros ciclos en ambos planos. El plano prismático se deforma más extensamente y exhibe una profundidad de indentación luego de cinco ciclos de 152 nm en comparación al valor de 128 nm del plano basal. Durante los siguientes ciclos estos sistemas también exhiben algunas diferencias. La profundidad de indentación del plano prismático incrementa gradualmente con el incremento del número de ciclos hasta 170 nm luego de 100 ciclos. La profundidad de indentación en el plano basal luego de 100 ciclos aumenta 135 nm como también se muestra en la **Figura 2.14**. Un comportamiento similar fue encontrado con la aplicación de la carga de 50 mN **Figura 2.15b**.

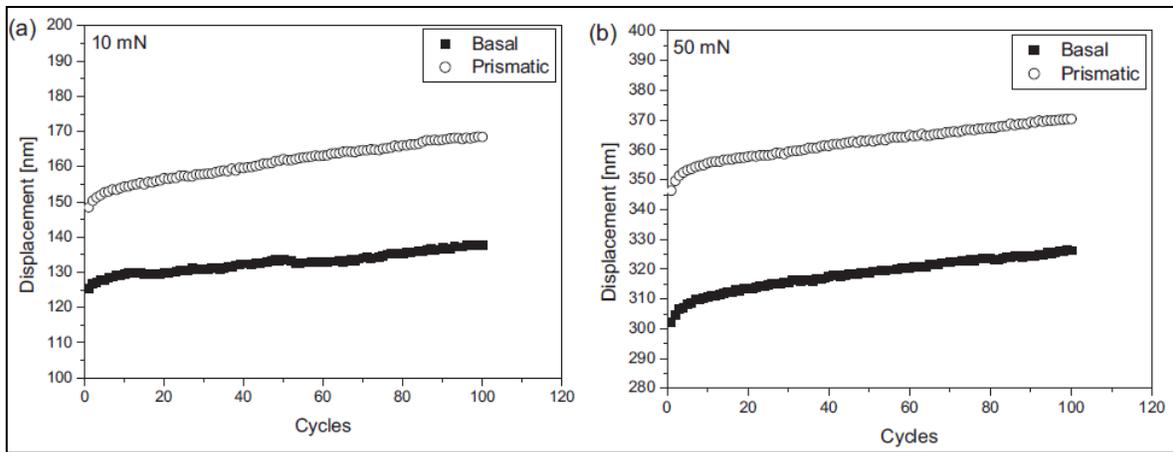


Figura 2. 15 Influencia del número de indentaciones en la profundidad de impresión con carga máxima de (a) 10 mN, (b) 50 mN [2].

En la **Figura 2.16** la relación entre la profundidad de indentación y la dureza en fatiga para las impresiones creadas en los planos basal y prismático con diferentes cargas y con la aplicación de 100 ciclos es mostrada. A pesar de la dispersión relativamente alta la tendencia es evidente, la dureza en fatiga decrece con la aplicación de la carga y el decrecimiento es más intenso en el caso de planos prismáticos, especialmente para cargas bajas.

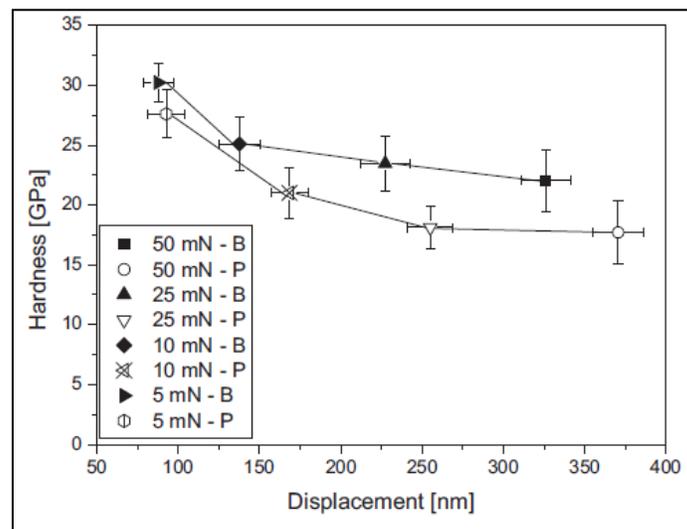


Figura 2. 16 Relación entre la profundidad de indentación y la dureza en fatiga para impresiones creadas en planos basal y prismático para diferentes cargas y 100 ciclos [2].

Líneas de deslizamiento características alrededor de la zona indentada en los planos basal y prismático son mostradas en la **Figura 2.17**. En ella parece que la indentación activa los planos de deslizamiento. Las líneas de deslizamiento no se marcan luego de la

indentación de planos basales y prismáticos de WC con cargas menores que 20 mN y son más visibles usando microscopía de fuerza atómica. En el caso de cargas altas de indentación las líneas de deslizamiento son más visibles usando microscopia electrónica de barrido.

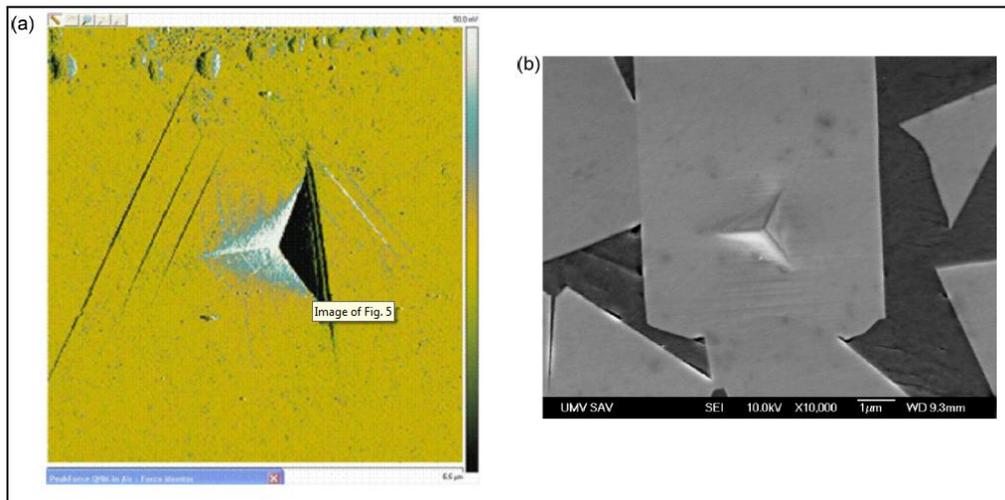


Figura 2. 17 Sistemas de deslizamiento generados durante la indentación de planos (a) basal (microscopía de fuerza atómica), (b) prismático (microscopía electrónica de barrido) [2].

Se determinó en esta investigación que existe una significativa influencia de la orientación cristalográfica de los granos de WC en la fatiga indentación, que se ha conectado con los diferentes mecanismos de deslizamiento en los planos basal y prismáticos. Esto probablemente resulta en la generación de dislocaciones y en una mayor capacidad de endurecimiento por deformación del plano basal en comparación con el plano prismático y en un diferente comportamiento a fatiga para los dos planos indentados.

Xu (2007) “*Indentation fatigue behaviour of polycrystalline copper*” [30]: En el presente estudio, los detalles del comportamiento en fatiga indentación de un cobre policristalino bajo cargas cíclicas fue estudiado experimentalmente. El trabajo experimental enfatiza el comportamiento de la propagación de la profundidad de indentación tal como la influencia de una sobrecarga o de una descarga. Los fenómenos experimentales implicados indican que hay algún comportamiento similar en la propagación de la profundidad de indentación y la propagación de grieta por fatiga convencional. El tipo de ciclo de carga fue sinusoidal, el espectro de cargas es mostrado en la **Figura 2.18**. La mínima carga de

indentación para mantener el contacto entre la pieza y el indentador fue 50 N y la frecuencia de carga de 1 Hz.

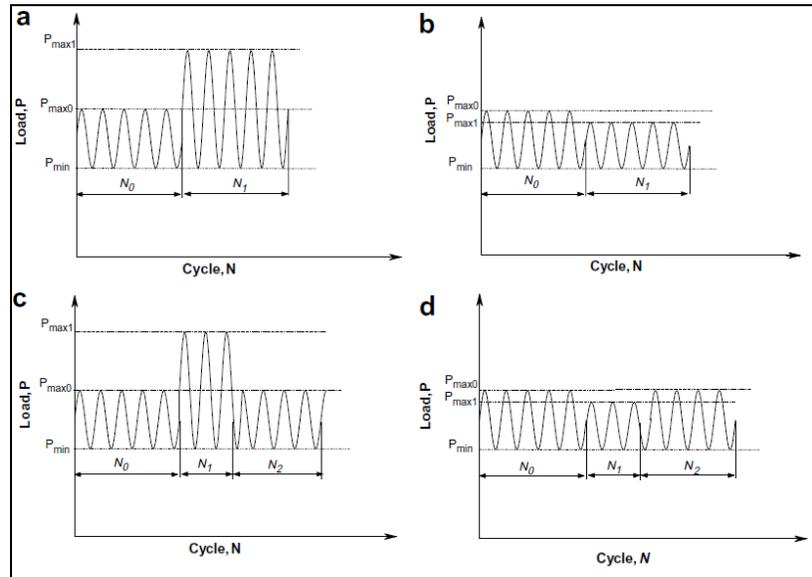


Figura 2. 18 Espectros de carga para fatiga [30].

La **Figura 2.19a** Muestra la curva típica carga-profundidad de indentación para cobre policristalino, muestra que aumenta la profundidad de indentación con el número de ciclos.

La **figura 2.19b** muestra además la relación entre la profundidad de indentación y la carga para cada ciclo. El ancho de la banda representa aproximadamente la recuperación elástica correspondiente a cada ciclo. Esta también muestra la evolución de la propagación de la profundidad de indentación durante el estado inicial para cada bloque de carga.

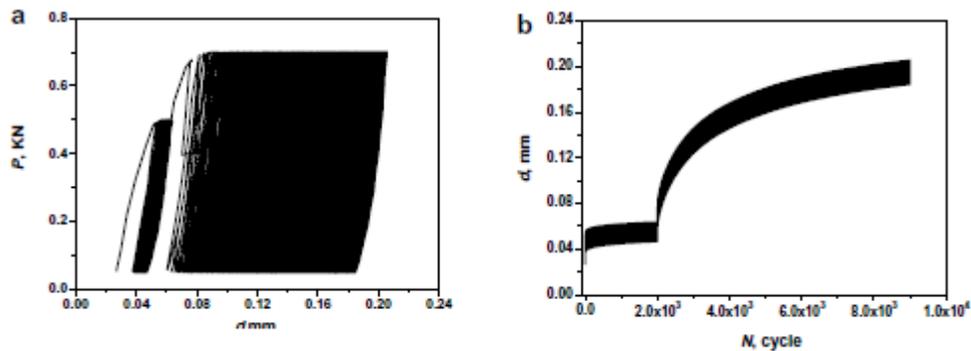


Figura 2. 19 (a) Curva carga profundidad, (b) profundidad de indentación vs número de ciclos. El bloque de carga es bajo-alto (Figura 2.18a) [30].

La **Figura 2.20** muestra la pendiente de carga de profundidad de indentación bajo diferentes cargas máximas, para cada bloque, se puede ver que dd/dN decrece con el incremento del número de ciclos de carga hasta alcanzar un valor estable. Mas un incremento en la carga máxima desde 500 N hasta 700 N y 800N respectivamente incrementará dd/dN , y luego gradualmente decrece nuevamente a un estado estable.

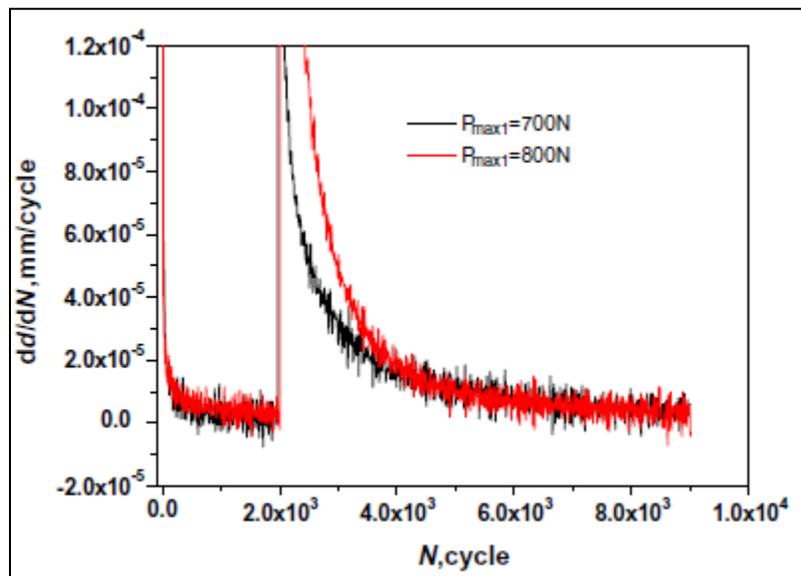


Figura 2. 20 Profundidad de indentación por ciclo vs número de ciclos [30].

En las **Figura 2.21** se muestra una secuencia de dos bloques de carga, donde primeramente se aplica una carga de 600N por 2000 ciclos (N) y, la segunda carga aplicada es por 550N por 7000 ciclos (N).

Para la **Figura 2.22** se le aplica una carga baja de 500N por 2000 ciclos (N), de una carga alta de 1000N, por 5000 ciclos (N), y luego se le aplica la carga inicial.

Para la **Figura 2.23** muestra como se aplica una carga alta de 1000N por 1000 ciclos (N), luego se le aplica una carga por 500N por 1000(N) y, se le vuelve a aplicar la carga inicial bajo el mismo número de ciclos.

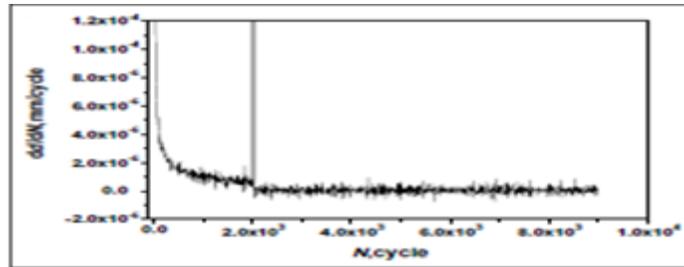


Figura 2. 21 Profundidad de indentación por ciclo vs número de ciclos [30].

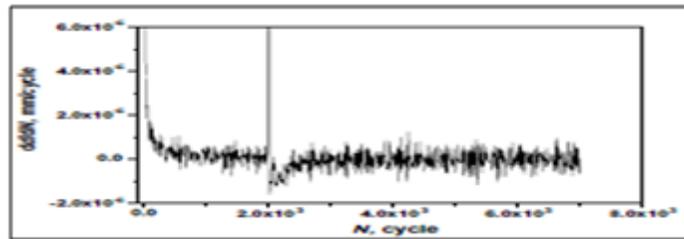


Figura 2. 22 Profundidad de indentación por ciclo vs número de ciclos [30].

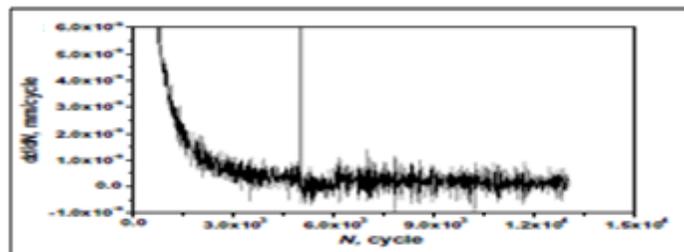


Figura 2. 23 Profundidad de indentación por ciclo vs número de ciclos [30].

De los experimentos llevados a cabo en cobre policristalino usando un indentador cilíndrico plano, se tienen las siguientes conclusiones:

- El incremento de la máxima carga cíclica luego de alcanzar un estado estable en la profundidad de indentación por ciclo puede acelerar la propagación de la profundidad de indentación, mientras el decrecimiento puede retardar la propagación de la profundidad de indentación.
- Un repentino incremento de la carga máxima luego de un estado estable seguido por ciclos a condiciones de carga normal puede retrasar la propagación de la

profundidad de indentación, mientras una disminución repentina tiene el efecto contrario en la propagación de la profundidad de indentación.

- Basado en la observación de la microestructura usando microscopía electrónica de barrido, se revela que los mecanismos de daño de la prueba de fatiga indentación es la nucleación, formación y propagación de grietas alrededor de la indentación.
- Los resultados experimentales muestran que el comportamiento de la propagación de la profundidad de indentación bajo condiciones de carga con fatiga cíclica es similar a la propagación de grieta por fatiga, aunque no existe ninguna grieta con antelación en el material. El estudio arroja luz sobre la posibilidad de construir una relación entre las pruebas de fatiga convencional y pruebas de fatiga indentación.

D. Chicot (2013) *Reliability analysis of solder joints due to creep and fatigue in microelectronic packaging using microindentation technique* [4]: Realizaron un análisis de 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. Los experimentos de microindentación se llevaron a cabo con un microdurómetro CSM 2-107 Tester, equipado con un penetrador de diamante Vickers. El intervalo de carga del instrumento es de 0,1 a 20 N. La Resolución de carga es de 100 μ N y la resolución de profundidad es de 0,3 nm, estos valores los ofrecen los instrumentos del Grupo CSM. En este trabajo, los ensayos de fluencia por microindentación se han llevado a cabo a una tasa de carga constante de 100 N/min con la presencia de cargas que van desde 1 a 20 N, para investigar el comportamiento de la fluencia lenta o Creep será durante más de 1.800 s de tiempo. Se han realizado los 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, 2.5, 5, 10 y 15 ciclos por minuto.

En la **Figura 2.24** se muestra lo siguiente, en la Figura 2.24a) muestra algunas líneas que decrecen con el incremento de la distancia por el penetrador. La Figura 2.24b) muestra la deformación local cerca de las indentaciones, donde muchas cavidades son

distribuidas a lo largo de las líneas de ciclo e incluso en algunas grietas en líneas cíclicas de mayor densidad son localizadas cerca del borde de indentación. La Figura 2.24c) muestra la zona por debajo de la indentación correspondiente a la Figura 2.24a), y se observa más cavidades de grietas cerca del extremo libre de indentación. En la Figura 2.24d) muestra las imágenes de choque repetido correspondiente a la Figura 2.24a). De estas observaciones los autores concluyen que el principal mecanismo de deformación bajo el indentador durante la fatiga por indentación es probablemente debido a los límites de grano, y de granos fuertemente deformados, resultando en la nucleación y acumulación de cavidades a lo largo de las líneas cíclicas y desarrollo de grietas con el incremento del número de ciclos.

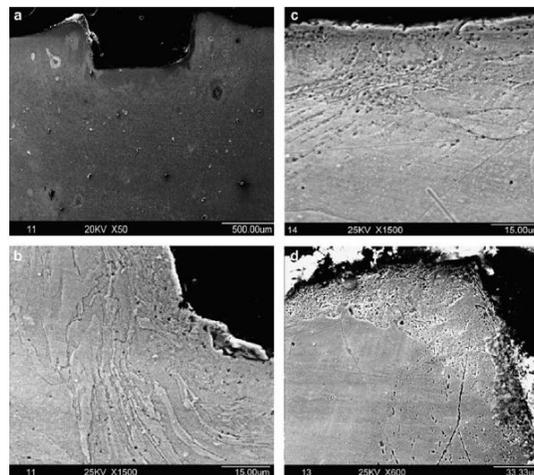


Figura 2. 24 SEM (microscopía óptica de barrido) imagen que muestra la sección transversal de una muestra de cobre sometida a la amplitud de la carga de fatiga: (a) Toda la imagen de la indentación. (b) La deformación local cerca de la indentación. (c) Un mayor aumento por debajo de la muesca. Mayor porcentaje de la imagen SEM del choque en cadena (d) [4].

Se esperaba que el daño fuese causado por la fuerte deformación en los granos, causada por la repetida deformación plástica cíclica, y como conclusión, ellos mostraron que el comportamiento de la propagación de la profundidad por indentación sometido a carga de fatiga por indentación fue similar que la propagación de grieta por fatiga, aunque en el material no se hayan producido grietas con antelación. De hecho, la razón por la que el penetrador se hunde más en el material que en carga estática, puede ser explicado como analogía de la propagación de grieta.

Los autores indican que las conclusiones de Xu (2009) [8] son bastante análogas con las dos primeras etapas de crecimiento de grieta por fatiga. En esencia dentro de un

ciclo de indentación, al momento de la descarga, una dislocación negativa puede ser activada, ya sea debido a la contracción de la dislocación en el origen, o a la concentración de esfuerzos causadas por el efecto de protección. Las variaciones de la profundidad por indentación (h) y la tasa de profundidad por indentación (dh/dN) son obtenidas como una función del número de ciclos N . Este enfoque es interesante ya que permite la representación de los datos de fatiga por indentación, pero ya que no hay propagación de grieta por el indentador, para materiales dúctiles se recomienda el uso de la Ley de Manson-Coffin que conecta la amplitud del esfuerzo plástico.

Concluyen que en los ensayos de fatiga por indentación, el desplazamiento por indentación, puede ser expresado en función del tiempo, del número de ciclos o de la carga. Esto fue mostrado que la relación entre el desplazamiento por indentación relativa calculada luego de cada ciclo de carga puede ser expresada en función del número de ciclos siguiendo la relación similar que la Ley de Manso-Coffin.

J. Lesage (2009): *Prediction of hardness-depth profile from indentations at surface of materials* [33]: Estudiaron la predicción del perfil dureza-profundidad por indentación en la superficie de los materiales. Indica que los tratamientos superficiales son usados para incrementar la resistencia de la superficie de los materiales. La efectividad de estos tratamientos se estudia con el análisis de la dureza-profundidad. Los autores en esta investigación describen un método para evaluar perfiles de dureza con la profundidad basados en la estimación de la contribución en las zonas más profundas del material endurecido en la superficie, a través de la práctica de una serie de indentaciones en la superficie con el aumento de las cargas.

La metodología empleada fueron cuatro tratamientos dobles que consisten en una nitruración iónica seguido por un Z-pinch de irradiación superficial. La nitruración iónica se realizó primero mediante una descarga luminiscente con pulsos de onda cuadrada, operando a 450 V, una frecuencia de 100 Hz en un gas mezcla compuesta de 80% de nitrógeno y un 20% de hidrógeno bajo una presión total de 5.4 mbar. Dos juegos de ejemplo de un acero AISI 4140 fue procesado bajo tales condiciones pero la descarga/post-descarga de radio fue diferente. En la **Figura 2.25** se ve un juego (ejemplos S-1 y S-3) con

un radio descarga/post-descarga de 50:50%; y el otro (ejemplos S-2 y S-4) con un radio de 65:35%. Mientras que la irradiación superficial fue realizada con un acelerador de plasma basado en un experimento repetitivo Z-pinch.

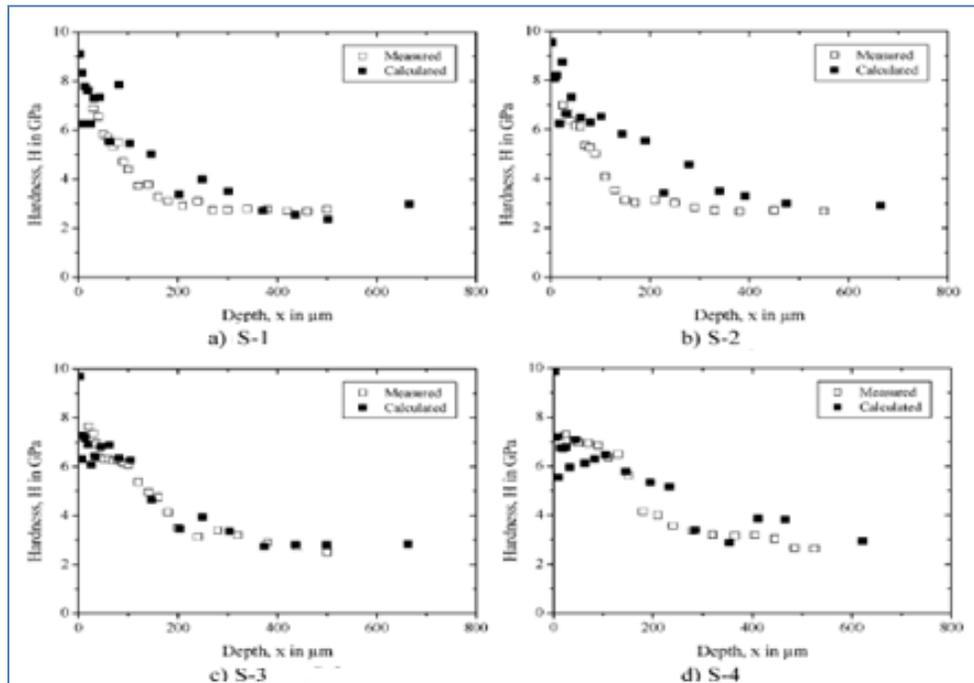


Figura 2. 25 Perfiles de dureza contra profundidad de los diferentes ejemplos [33].

En la **Figura 2.26** muestra una representación esquemática de la extensión de la zona plástica sobre el indentador. Cuando la indentación carga es incrementado, la zona plástica se extiende en la manera prevista en la relación (1) y llega a las zonas más profundas. Como una primera aproximación, la dimensión d de la diagonal de las indentaciones correspondientes puede ser considerada como el resultado de la contribución de varias capas que tienen diferentes durezas. La idea desarrollada en esta investigación es separar las diferentes contribuciones considerando dos capas consecutivas asociadas a dos cargas de indentación. La dureza de cada capa virtual se puede determinar de esta manera usando un proceso paso a paso. Esto es necesario después, para construir un modelo capaz de asociar una profundidad a una carga, es decir, para evaluar las propiedades mecánicas diferentes en cada posición debajo de la superficie del material.

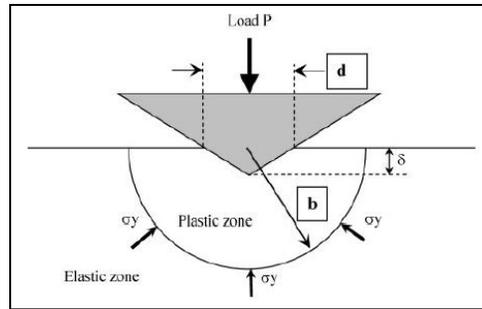


Figura 2. 26 Modelo de la expansión de la cavidad de la zona plástica durante la indentación [33]

La relación entre b y d depende del material. En la **Tabla 2.3** se dan algunos valores del radio de b/d para varios tipos de materiales. A partir de esta tabla se puede observar que la extensión de la zona plástica es mucho menor para materiales duros que para materiales blandos.

Tabla 2. 3 b/d radios calculados por indentación Vickers para varios materiales [33].

Pure metals	b/d	Alloys	b/d	Ceramics	b/d
Copper	6.5	Brass	2.4	Diamond	0.6
Aluminium	5.8	Al-4%Cu	1.8	Alumina	1.1
Nickel	7.5	Stainless steel	2.9	Zircon	0.9
Iron	7.5	Low carbon steel	1.8	Silicon carbide	0.9

Al tener en cuenta la diferencia obtenida por dos cargas diferentes, las contribuciones de las dos capas alcanzadas por las deformaciones correspondientes, estas deformaciones son mostradas por separado según el modelo de la **Figura 2.27**.

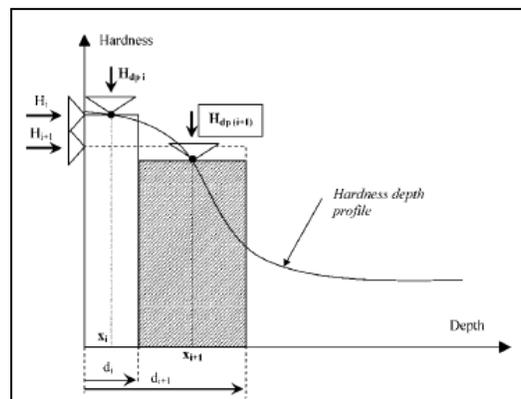


Figura 2. 27 Modelo de dos medidas de dureza superficial consecutivas y su correspondiente dureza de la sección transversal del material [33].

En la **Figura 2.28** representa la evolución del radio de la zona plástica desarrollada bajo el indentador en función de la carga de indentación para aceros de bajo porcentaje de carbono.

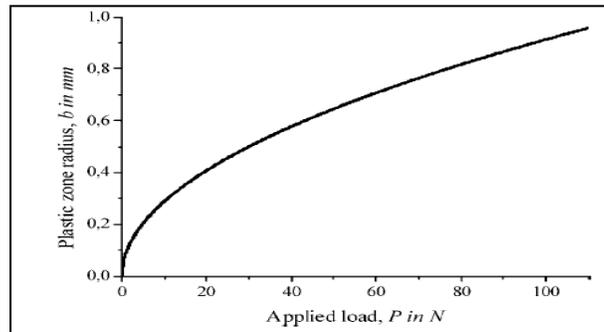


Figura 2. 28 Radio de la zona plástica en función de la carga por indentador Vickers para aceros de bajo porcentaje de carbono de dureza de 150 HV [33].

Indican que la zona plástica extendida bajo el indentador es directamente proporcional a la diagonal de la indentación. Esta diagonal es una función de las contribuciones de sucesivas capas teóricas alcanzadas por la indentación. Usando un modelo muy simple geométrico, es posible el estimar la dureza virtual de una capa por un paso a paso proceso de cálculo al incrementar la profundidad bajo la superficie del material. Recomiendan el empleo de la técnica mostrada por ellos para otros tipos de tratamientos superficiales, ya que si se confirma la tecnología empleada, será de gran interés cada vez que sea necesario tener un control sobre la dureza en un componente mecánico real, en lugar de una muestra de ensayo.

B. Xu (2009) *An indentation fatigue depth propagation law* [8]: indican que cuando un material es sometido a carga uniaxiales cíclicas, una grieta por fatiga inicia y crece con el número de ciclos. La región intermedia de la grieta por fatiga en crecimiento de muchos materiales metálicos pueden ser descritos por la ecuación bien conocida de Paris, donde la tasa de crecimiento de grieta es una función de ley de potencia en el rango del factor de esfuerzo nominal, $\Delta k = k_{max} - k_{min}$, con k_{max} y k_{min} , denotando la máxima y mínima intensidad de factor del esfuerzo respectivamente. Recientes estudios han mostrado que otra importante fuerza motriz para la propagación de grieta por fatiga es k_{max} , especialmente para los materiales relativamente más frágiles.

La indentación instrumentada es ampliamente usada para mediciones de propiedades mecánicas de estructuras de materiales en varias escalas, nano, micro y macroscópicas. Surge su popularidad ya que es fácil de realizar, sólo se necesita la preparación menor del material a ensayar (si es necesario), y las pruebas son inherentes y simples, rápidas y precisas. Éstos ensayos pueden ser realizados en varias condiciones de temperatura y un rango de ambientes y mediciones que se pueden realizar in situ; esto gracias a las pequeñas penetraciones necesarias en muchos casos. Por lo tanto es un ensayo muy atractivo para las pequeñas estructuras de materiales.

Indican que la evolución de la profundidad de indentación se puede utilizar como medida característica de las propiedades de fatiga por indentación, que se han reportado similitudes entre la propagación de la profundidad por indentación por fatiga y el crecimiento de grieta por fatiga, pero aun todavía sigue faltando un análisis cuantitativo, y aún no se ha comparado con un análisis de prueba de fatiga convencional.

Inspirados por tales similitudes entre los esfuerzos de grieta y de indentación singulares, aquí proponen mostrar que una simple ley de propagación de profundidad por indentación por fatiga existe. Cuando una muestra es sometida a indentación cíclica de carga usando un penetrador plano cilíndrico, la relación entre la carga de indentación (P) y la profundidad (d) puede ser indicado como una función del número de ciclos (N). Proponen que la rata en estado estable de propagación de la profundidad por indentación (dd/dN), puede ser descrita cuantitativamente por la ley siguiente:

$$\left(\frac{dd}{dN}\right)_s = C_i k_{max}^{n_i} \Delta k^{m_i} \quad (2.1)$$

donde k_{max} y Δk son obtenidos por la ecuación $k_{max} = \frac{P_{max}}{2a\sqrt{\pi a}}$, $\Delta k = \frac{\Delta k}{2a\sqrt{\pi a}}$ y C_i , n_i y m_i son constantes de indentación por fatiga, que dependen en la microestructura del material y del entorno de ensayo.

Observaron un comportamiento típico experimental de propagación de profundidad por indentación por fatiga. Para representar valores de $k_{max} = 485,26$ y $\Delta k = 469,12$ MPa

$\text{mm}^{1/2}$ en la **Figura 2.29** se muestra la evolución la profundidad por indentación d con el número de ciclos N observado en el experimento, donde el incremento de d con N puede ser dividido en dos etapas; la primera etapa, durante que el indentador hunde rápidamente sobre la pieza, seguido por una etapa de estado estable, donde el incremento de la profundidad por indentación en casi una tasa constante. Donde este es un factor analógico a las dos primeras etapas de crecimiento de grieta por fatiga.

En la **Figura 2.29** más o menos representa la deformación elástica de los ciclos, durante el ciclo a media carga, más dislocaciones serán emitidas por la renovación de concentradores de esfuerzo para avanzar la propagación de la zona plástica. Después de un cierto número de indentaciones cíclicas, la emisión y la retracción de dislocaciones llegan a un equilibrio, que resulta en un aparente estado estable de la propagación de la profundidad por indentación por fatiga d .

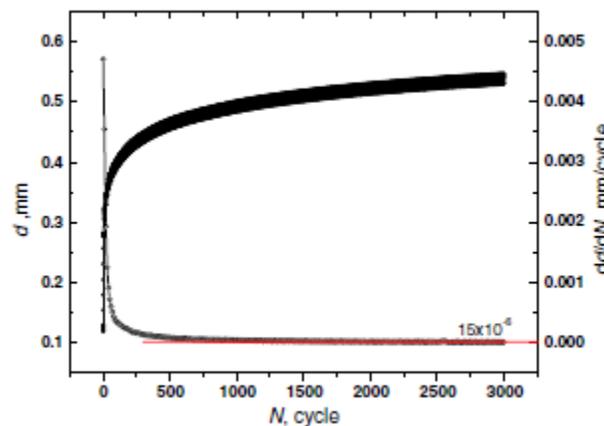


Figura 2. 29 Experimento con indentador plano cilíndrico por indentación por fatiga para un cobre policristalino, la evolución de la profundidad por indentación d y la tasa de profundidad por indentación (dd/dN) se dan como variaciones del número de ciclos [8].

Una importante característica revelada en la **Figura 2.29** es que la tasa de propagación de profundidad por indentación por fatiga dd/dN decrece con el incremento del número de ciclos y eventualmente alcanza un valor aproximado en estado estable, que es el enfoque de estudio en esta investigación.

S. Amiri (2013) *A study of a micro-indentation technique for estimating the fracture toughness of Al6061-T6* [3]: Realizaron un estudio para estimar la resistencia a la fractura en un aluminio 6061-T6 empleando la técnica de la micro-indentación. La muestra de indentación es cuidadosamente preparada y pulida con papeles de carburo de silicio abrasivos hasta P1200 y desengrasado con acetona. Las pruebas se realizan por un micro-penetrador instrumentado (MicroCombi Plataforma-CSM Instruments) con la resolución de carga de 0,3 mN y resolución de profundidad de 0,3 nm. Todas las pruebas se llevan a cabo con una velocidad de carga-descarga de 300 mN/min para evitar los efectos dinámicos. En este estudio, las microhendiduras se llevan a cabo mediante el uso de un indentador de Berkovich, que está hecha de diamante. Las pruebas se realizan 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 10s. Le fue prestada atención precisa a la evolución del módulo elástico eficaz del material Al 6061-T6, durante el proceso de indentación. El estado de la tensión de la prueba de indentación se investigó mediante el uso de análisis numérico. El valor de la tenacidad a la fractura obtenido a partir del método de micro-indentación de $3,89 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$, es similar con los valores obtenidos a partir del enfoque experimental que consumen tiempo y son costosos, mostrando la capacidad del método. Este método requiere sólo una micro-área para realizar la prueba y por lo tanto es muy apto para investigaciones con cantidades mínimas de material. 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 estrés o microestructuras a lo largo del componente. Por otra parte, mediante la aplicación de este método, también podría ser posible evaluar dependencia del tiempo, así como la degradación del material dependiente de la temperatura que puede ocurrir en los componentes durante la vida operativa en condiciones de servicio con cargas considerables.

2.2 Medida de la Dureza Mediante Indentación

2.2.1 Definición

La dureza se define como la resistencia mecánica que un material opone a la indentación, por un cuerpo más duro que dicho material, bajo la acción de una carga dada. La elección del indentador, se hace de manera que su deformación con relación a la del

material a probar sea insignificante. El contacto entre estos dos cuerpos da como resultado una modificación superficial del material que se somete a prueba [1].

Dicha modificación no solo depende de las características intrínsecas del material, sino también de la forma y las condiciones de aplicación del indentador. De esto se infiere, que la dureza es en realidad una propiedad compleja que no se puede relacionar directamente con otras propiedades mecánicas. Sin embargo, el valor de dureza obtenida mediante el ensayo de indentación, es una información cuantificada obtenida por normas precisas. Así, aplicar la norma, permite comparar materiales o determinar el efecto de un tratamiento térmico o mecánico. La prueba de indentación es mucho más interesante que el simple y rápido empleo mencionado líneas arriba. Además, la zona superficial del material no se ve afectada pues dicha prueba o ensayo es considerado como no destructivo.

Si la obtención de la cantidad de dureza no se puede clasificar como un problema, no sucederá igual con la interpretación física que se hace de ella, la cual varía según el método de indentación utilizado. Se pueden notar una serie de aspectos de la dureza que nos lleva cada vez a indagar y reflexionar más con respecto a la noción de la misma. Se puede citar a Petik (1983) quien evoca los problemas de medida o más recientemente Malzbender (2003) quien discute sobre “las definiciones” de la dureza.

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

2.2.2 Tipos de dureza.

2.2.2.1 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 (1824, 1825). En este grupo, se puede mencionar:

- Dureza Mohs (mineralogía).
- Dureza a la lima.
- Dureza Martens.

- Dureza Turner.

Para la prueba de ralladura o “scratch test”, se utiliza una punta de diamante que se coloca en contacto con el material y luego se desplaza sobre la superficie, es decir pasa de una carga constante a una carga variable, generalmente de manera continua. En este tipo de prueba, la resistencia a la ralladura se cuantifica por la geometría de la ralladura generada por el contacto o por las singularidades de la curva de carga – desplazamiento. La prueba a la ralladura, según Laugier (1984) y Perry (1983), también se utiliza para caracterizar la adherencia de películas delgadas.

2.2.2.2 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 poliméricos.

2.2.2.3 Dureza por Indentación: Esta es la resistencia que opone un material a la indentación 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 indentación, se tiene:

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

Las pruebas por indentación, 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.

A continuación, se detallaran el principio y las características de las pruebas de indentación. Se hará mayor énfasis en las pruebas Vickers y Knoop.

Para la prueba de ralladura o “scratch test”, se utiliza una punta de diamante que se coloca en contacto con el material y luego se desplaza sobre la superficie, es decir pasa de una carga constante a una carga variable, generalmente de manera continua. En este tipo de prueba, la resistencia a la ralladura se cuantifica por la geometría de la ralladura generada por el contacto o por las singularidades de la curva de carga – desplazamiento. La prueba a la ralladura, según Laugier (1984) y Perry (1983), también se utiliza para caracterizar la adherencia de películas delgadas.

2.2.3 Introducción del Método de Indentación

El principio de la prueba de indentación consiste en aplicar un indentador de forma conocida (esfera, cono o pirámide) a la superficie del material que se somete a prueba. Bajo la acción de la carga de indentación, el indentador se hunde dentro del material produciendo una deformación elástica y plástica dentro de la zona de contacto. Al retirar el indentador, queda huella residual persistente en el material. Mientras mayor sea la carga de indentación, mayor será la huella residual. La dureza se calcula a partir de la relación entre la carga aplicada (P) y una superficie representativa de la huella (A). La relación general se escribe:

$$H = \frac{P}{A} \quad (2.2)$$

Según la naturaleza de la prueba, el área que se considera será el área real de indentación o la proyección de la huella impresa.

La aplicación de la carga de indentación puede ser discreta o continua. En el primer caso, la huella residual se observará después de retirar el indentador con ayuda de un microscopio óptico. Una regla graduada permite medir las diferentes longitudes características de la impresión o huella sobre el material. Para la indentación continua, la carga será aplicada progresivamente, midiendo en tiempo real, el desplazamiento de la punta del indentador en función de la carga. Un ejemplo de curva representativa se aprecia en la **Figura 2.30**. El cálculo de la dureza se halla de la relación entre la carga máxima y la profundidad correspondiente a esta carga.

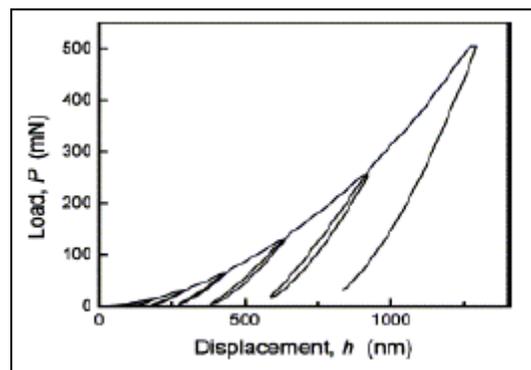


Figura 2. 30 . Curva carga-desplazamiento obtenida por Gong (2003) del nitrato de silicio [41].

2.2.4 Tipos De Ensayos De Dureza.

2.2.4.1 Ensayo Brinell. (Indentador Esférico).

Es uno de los más empleados, mas no puede usarse para aceros templados, consiste en un objeto penetrante de forma esférica de acero templado, de carburo de tungsteno o de diamante, de diámetro D . La prueba consiste en presionar sobre el material a ensayar sobre su superficie S por medio de una carga P (**Figura 2.31**), durante un tiempo también conocido. en indentar el material con la esfera bajo la acción de una carga P . Después de retirar el indentador, se mide el diámetro de la huella con la ayuda de un microscopio.

Si bien el número de Brinell se suele tomar de una tabla de referencia directamente con el valor de la impronta, los valores normales para este ensayo son:

-Diámetro de la bola: 10mm.

-Valor de la carga: 3.000 kp.

.Duración de la carga: 15 segundos.

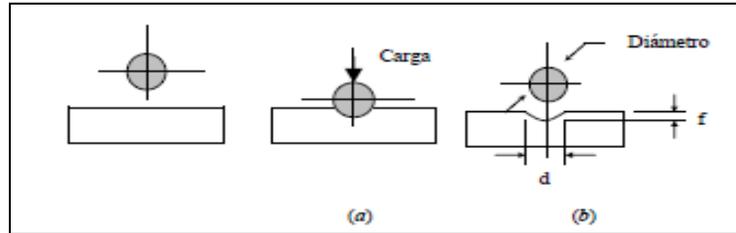


Figura 2. 31 Esquema de la indentación por penetrador de geometría esférica. (a) Etapa de aplicación de la carga, (b) huella residual [41].

El área superficial S de la hendidura en forma de casquete esférico, que queda por la indentación del indentador, está en función del diámetro inicial D de la esfera y del diámetro d de huella residual. La superficie se calcula según la siguiente relación:

$$S = \pi Df \quad \text{con} \quad f = \frac{1}{2} (D - \sqrt{D^2 - d^2})$$

Reemplazando se tiene:

$$S = \frac{\pi D}{2} (D - \sqrt{D^2 - d^2}) \quad (2.3)$$

La dureza se halla reemplazando lo anterior en la relación (2.1), obteniéndose:

$$HB = \frac{P}{S} = \frac{2P}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})} \quad (2.4)$$

2.2.4.2 Ensayo Rockwell. (Indentador Cónico).

La dureza Rockwell superficial es una extensión del método, en el que las escalas surgen de las combinaciones de los mismos penetradores, el cono de diamante y las mismas

bolillas, con cargas menores. En este caso se utiliza una carga inicial de 3 kg y cargas adicionales de 12, 27 y 42 kg.

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 2.3** esquematiza el principio de la prueba.

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 fórmula siguiente:

$$\text{HRC}:(100- (h_3 - h_1)) * 500 \quad (2.5)$$

2.2.4.2 Resumen de los tipos de ensayos de durezas

En la **Tabla 2.4** se muestran las definiciones y valores de dureza según las principales pruebas por indentación. 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.

Aunque en el presente trabajo se hizo referencia a otro tipo de ensayos de dureza (ralladura, rebote, etc.), los mismos no son de interés para el modelo a desarrollar en la presente propuesta. Aún queda mucho camino por recorrer en el campo de la medida de dureza superficial.

Tabla 2. 4 Principios y cantidades de dureza de las principales pruebas de durezas por indentación [41].

Tipo de Indentador	Vickers	Brinell	Knoop	Berkovich	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	$HV = (1854,4 \cdot P) / d^2$	$HB = P/S = 2P / (\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2}))$	$HK = (14,228 \cdot P) / L^2$	$H = P / [(4,95 \cdot d)]^2$	HRC= 100-e
Unidades	P en gf, d en μm HV en Kg/mm ²	P en Kgf, d y D en mm, HB en Kg/mm ²	L en mm, P en Kgf, HK en Kg/mm ²	P en mN, d en nm, H en GPa.	e = 0,002mm

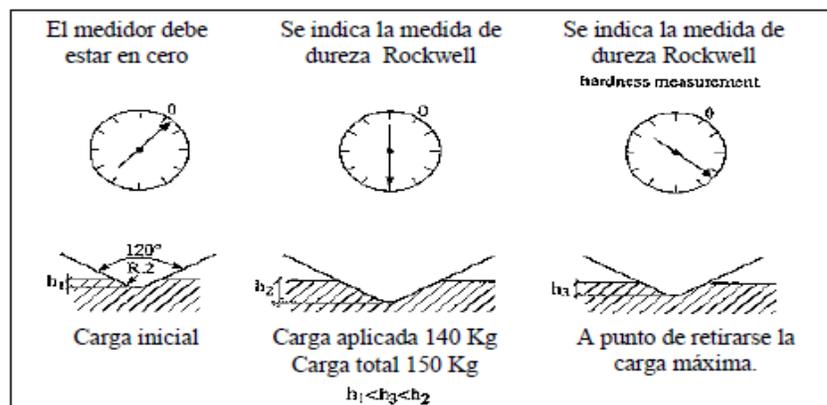


Figura 2. 32 Esquema de la indentación Rockwell C [41].

2.2.4.3 Ensayo Vickers. (Indentador Piramidal).

En la prueba Vickers, el objeto penetrante es un diamante en forma de pirámide de base cuadrada. El ángulo entre las caras triangulares opuestas es de 136° y entre las líneas opuestas es de 148° (**Figura 2.32**).

La relación de los ángulos medidos entre los lados y las caras es la siguiente:

$$\frac{AM}{BM} = \frac{tg74^\circ}{tg68^\circ} = \sqrt{2} \quad (2.6)$$

Luego de haber penetrado la superficie del material con el indentador, la huella residual queda en forma de cuadrado. El valor de dureza se calcula a partir de la relación entre la carga y la superficie real de contacto. El área real de contacto de la pirámide con el material (S) representa cuatro veces el área del triángulo coloreada en gris de la **Figura 2.33**. Así, S es equivalente a:

$$S = \frac{4 \overline{AC} \cdot \overline{VB}}{2} = \frac{4 \cdot a \cdot \overline{VB}}{2} \quad (2.7)$$

Con:

$$\left\{ \begin{array}{l} \frac{a}{2} = \overline{VB} \cdot \sin 68^\circ \Rightarrow \overline{VB} = \frac{a}{\sin 68^\circ} \\ a^2 + a^2 = d^2 \Rightarrow 2 \cdot a^2 = d^2 \Rightarrow a = \frac{\sqrt{2}}{2} d \end{array} \right\} \Rightarrow \overline{VB} = \frac{\sqrt{2} \cdot d}{4 \cdot \sin 68^\circ} \quad (2.8)$$

Así, la superficie S se puede expresar únicamente en función de la huella diagonal d según la relación:

$$S = \frac{4 \cdot \frac{\sqrt{2}}{2} d \cdot \frac{\sqrt{2}}{2} d}{4 \sin 68^\circ} = \frac{d^2}{2 \sin 68^\circ} \quad (2.9)$$

De las relaciones (2.2) y (2.8), se obtiene la expresión general de dureza Vickers:

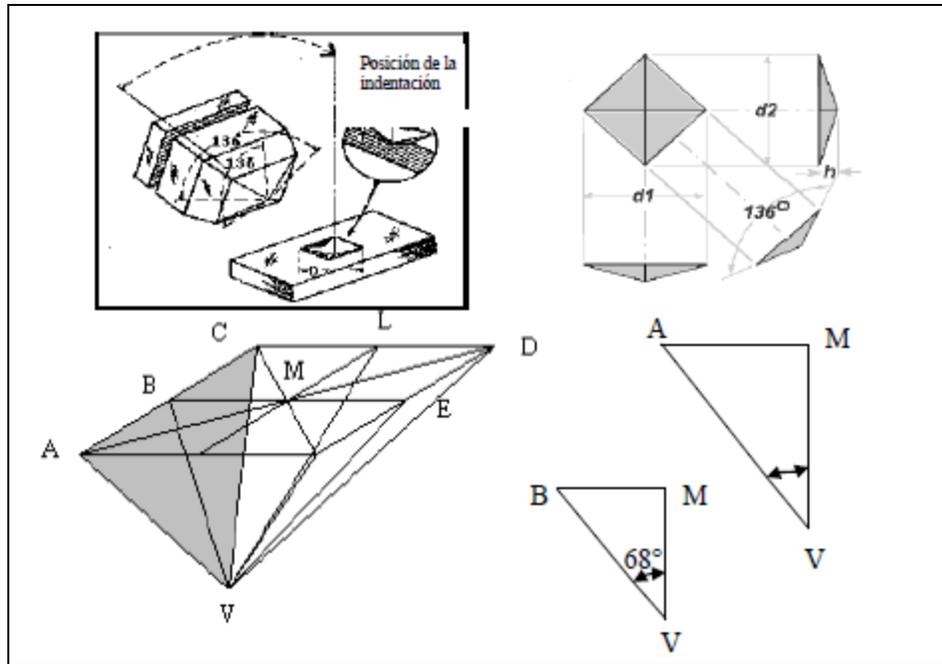


Figura 2. 33 Esquema de la indentación Vickers [41].

$$HV = \frac{1854,4 \cdot P}{d^2} \quad (2.10)$$

HV se expresa en kgf/mm^2 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) en la relación (2.10).

En la práctica, el valor de la diagonal se obtiene a partir del promedio de las medidas de las dos diagonales.

Un parámetro importante que se observa con frecuencia en el estudio de la indentación Vickers es la relación entre la diagonal y la profundidad de la huella o indentación h (distancia) en la **Figura 2.32**. Desde un punto de vista teórico, este valor se obtiene de la siguiente manera:

$$\cos 68^\circ = \frac{\overline{MV}}{\overline{VB}} = \frac{h}{\frac{\sqrt{2} \cdot d}{4 \sin 68^\circ}} \Rightarrow h = \frac{\sqrt{2}}{4} \cdot d \cdot \cot 68^\circ = \frac{d}{2 \cdot \sqrt{2} \cdot \tan 68^\circ} \approx \frac{d}{7} \quad (2.11)$$

2.2.4.3 Ensayo Knoop. (Indentador Piramidal).

El indentador Knoop es un diamante en forma de pirámide cuya base es un rombo. El menor ángulo entre líneas opuestas es de 130° y el mayor ángulo es de $172^\circ 30'$, tal como se detalla en la **Figura 2.34**. La huella que deja la indentación tiene la forma de un rombo alargado (**Figura 2.34**).

El valor de dureza se calcula a partir de la relación entre la carga y la proyección de la huella en la superficie de contacto. El área de contacto del material proyectada sobre la superficie (Sp) representa cuatro veces la proyección del área del triángulo en gris que se ve en la Figura 2.5. Así, Sp es igual a:

$$Sp = 4 \cdot \frac{1}{2} \cdot \overline{AM} \cdot \overline{BM} = 2 \cdot \frac{L}{2} \cdot \frac{w}{2} = \frac{L \cdot w}{2} \quad (2.12)$$

Con:

$$\left\{ \begin{array}{l} \frac{L}{2} = h \cdot \tan(86^\circ 15') \Rightarrow h = \frac{L}{2 \cdot \tan(86^\circ 15')} \\ \frac{w}{2} = h \cdot \tan(65^\circ) \Rightarrow h = \frac{w}{2 \cdot \tan(65^\circ)} \end{array} \right\} \Rightarrow w = \frac{\tan(65^\circ)}{\tan(86^\circ 15')} \cdot L \Rightarrow [L = 7,11 \cdot w]$$

De esta forma la superficie Sp se puede expresar únicamente en función de la diagonal mayor L , según la relación:

$$Sp = \frac{L}{2} \cdot \frac{\tan(65^\circ)}{\tan(86^\circ 15')} \cdot L = 0,07028 \cdot L^2 \quad (2.13)$$

De las relaciones (2.1) y (2.11), se obtiene la expresión de la dureza Knoop:

$$HK = \frac{14,228 \cdot P}{L^2} \quad (2.14)$$

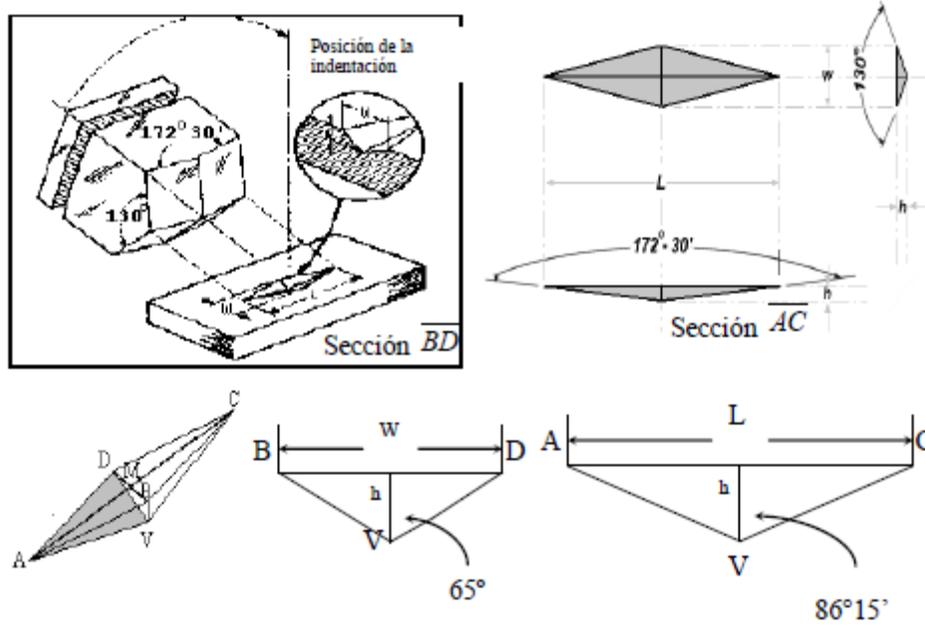


Figura 2. 34 Esquema del indentador Knoop [41].

En la práctica, es suficiente medir la longitud de la diagonal mayor (L) de la huella impresa por la indentación para obtener el valor de dureza.

2.2.4.4 Ensayo Berkovich. (Indentador Piramidal).

El indentador Berkovich es un diamante en forma piramidal de base triangular. Como ejemplo, la **Figura 2.35** muestra una huella Berkovich y las deformaciones remanentes después de la prueba.

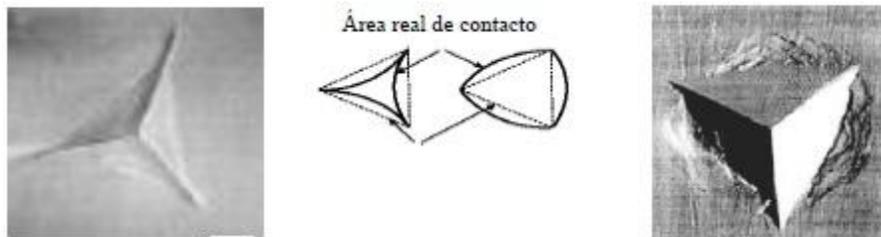


Figura 2. 35 Huellas piramidales Berkovitch con base triangular [41].

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), según:

$$H = \frac{P}{(4,95.d)^2} \quad (2.15)$$

2.3 Microindentación.

Este método es utilizado para medir la dureza de un material (también conocido como ensayo de microdureza, termino mal empleado, ya que implica que las durezas son extremadamente bajas, lo cual no es el caso) que al aplicarle carga deja como resultado una huella en escala de micrómetros; la carga aplicada en este tipo de pruebas es de 2kgf o menos. Los ensayos más empleados de micro-dureza son el ensayo de Vickers y el ensayo de Knoop.

La prueba de microindentación es la más generalizada para caracterizar mecánicamente los materiales. Eso se debe a su coste reducido y a su facilidad de realización. Permite determinar la resistencia que el material va a oponer a la indentación de un indentador. La prueba consiste en presionar un indentador contra el material a probar. Con cargas débiles se forma una huella debido a un flujo plástico. Tabor [12] ha demostrado que después de la descarga se queda una forma esférica pero menos profunda. Esta huella residual tiene un radio de curvatura (R_m) más grande que el indentador (R_i) y el diámetro de contacto ($2a$) entre indentador y el material probado a carga máxima está cerca del diámetro de la huella (**Figura 2.36**). [13]

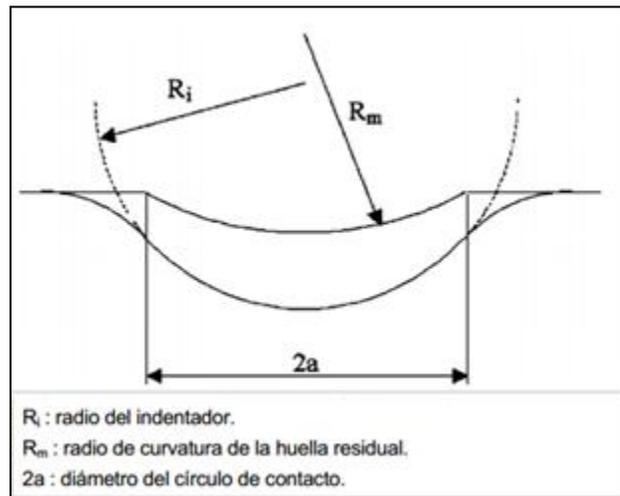


Figura 2. 36 Perfil del material en carga y descargado [13].

2.4 Indentación Instrumentada

La indentación “depth-sensing” es una nueva técnica desarrollada en las últimas dos décadas para medir las propiedades mecánicas de los materiales en escalas sub-micro o nano, también llamada a menudo indentación instrumentada (EIT), o ensayo de nanoindentación.

Esta técnica está basada en instrumentos de alta-resolución que continuamente registran las cargas y desplazamientos del indentador, obteniéndose una curva de carga-profundidad de desplazamiento. Esta curva puede contener información sobre la deformación elástica, la deformación plástica, la fractura y el “creep” o fluencia del material y puede usarse para derivar varias propiedades mecánicas de materiales, normalmente, la dureza y el módulo elástico. Una ventaja obvia del ensayo de indentación instrumentada respecto al ensayo de dureza convencional es que, conociendo la geometría del indentador, se puede determinar el área de contacto directamente de la curva de carga-profundidad de indentación. Este rasgo hace el ensayo de indentación instrumentada particularmente conveniente para medir las propiedades mecánicas de materiales a escalas pequeñas donde la determinación exacta del área del contacto sería una tarea sumamente difícil para los ensayos de dureza convencional. Dependiendo de los detalles específicos del equipo de ensayo, se pueden aplicar cargas de 1n(N) y se pueden medir desplazamientos 0,1nm.

Los datos de carga-desplazamiento pueden ser utilizados para determinar las propiedades mecánicas sin tener la imagen de la huella de indentación. Esto facilita la medida de las propiedades mecánicas a escalas muy pequeñas, sin necesidad de recurrir a equipos sofisticados de captura de imagen. El EIT ha sido la primera herramienta para examinar películas delgadas, recubrimientos, y materiales con especificaciones modificadas por técnicas tales como la implantación de iones y tratamientos térmicos con láser. De hecho, la curva de carga-profundidad de indentación del ensayo “depth-sensing indentation” proporciona abundante información relacionada con el comportamiento de deformación de los materiales y también puede usarse para analizar otras propiedades mecánicas de materiales además de la dureza. Esas propiedades incluyen el módulo elástico

del material, que es otra propiedad común que puede determinarse a partir de la indentación instrumentada, el límite elástico y el coeficiente de endurecimiento ([17], [14], [18], [19], [16], [14], [20]), coeficiente de tensión para “Creep” o fluencia y la sensibilidad a la velocidad de deformación [21], y la resistencia a la fractura. Una medida exacta de esas propiedades requiere al parecer una comprensión completa del comportamiento de la deformación de los materiales bajo indentación y modelos sólidos de mecánica para analizar la curva de carga-profundidad de indentación de indentación.

2.4.2.1. Equipo de Ensayo Básico.

Tal como se representa en el esquema de la **Figura 2.37**, el equipo, para realizar ensayos de indentación instrumentada, consiste en tres componentes básicos:

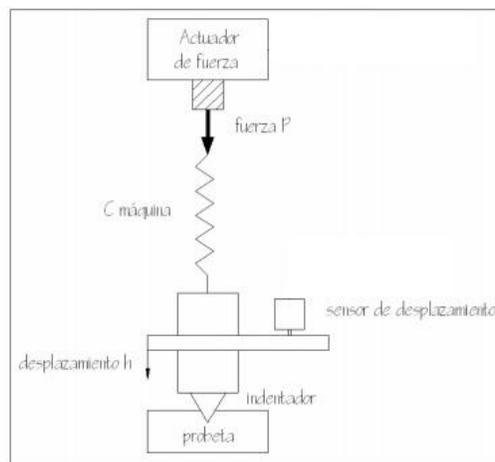


Figura 2. 37 Representación esquemática del ensayo de indentación [40].

- 1) Un indentador con una geometría específica usualmente montado en una columna rígida a través del cual se transmite la fuerza.
- 2) Un actuador para aplicar la fuerza.
- 3) Un sensor para medir el desplazamiento del indentador.

Estos componentes básicos coinciden con los utilizados en los ensayos tensionales, por lo tanto una máquina comercial estándar de ensayos tensionales puede ser adaptada para realizar ensayos de indentación instrumentada. Los equipos de EIT difieren en el modo

de aplicar la fuerza y de medir los desplazamientos. Las pequeñas fuerzas pueden ser generadas; de forma electromagnética, de manera eléctrica utilizando un captador de fuerza con una placa fija y otra móvil, o con actuadores piezoeléctricos. Generalmente, la magnitud de la fuerza se mide de forma indirecta a partir de voltajes o corrientes aplicadas al actuador, sin embargo los equipos dotados con piezoeléctricos llevan aparte una célula de carga para ofrecer medidas directas de la fuerza. Los desplazamientos son medidos con sensores de capacidad, LVDTs, e interferómetros láser.

2.5 Fatiga.

El término fatiga se le denomina a la falla de un material sometido a cargas variables, después de cierto número de repeticiones (ciclos) de carga. Podría decirse que este tipo de falla fue observado por primera vez en el siglo XIX, cuando los ejes de los carros de ferrocarril comenzaron a fallar después de un corto tiempo de servicio. A pesar de haber sido construidos con acero dúctil, se observó una falla súbita de tipo frágil [22].

Los ejes están sometidos a cargas transversales que generan flexión, tal como se ilustra en la **Figura 2.38a**. Debido al giro del eje, cualquier punto de la periferia pasará por el punto t_1 (**Figura 2.38b**) (tiempo t_1 en la **Figura 2.38c**), soportando un esfuerzo de tracción máximo. Luego pasará por el eje neutro (en t_2) soportando cero esfuerzo. Cuando haya girado un cuarto de vuelta más soportará un esfuerzo máximo de compresión (en t_3 ya que estará al otro lado del eje neutro). Un cuarto de vuelta después, el punto pasará nuevamente por el eje neutro (en t_4). Finalmente, el punto regresará a su posición inicial completando un ciclo de esfuerzo, donde comenzará el siguiente ciclo. Por lo tanto, este tipo de ejes está sometido a esfuerzos normales cíclicos.

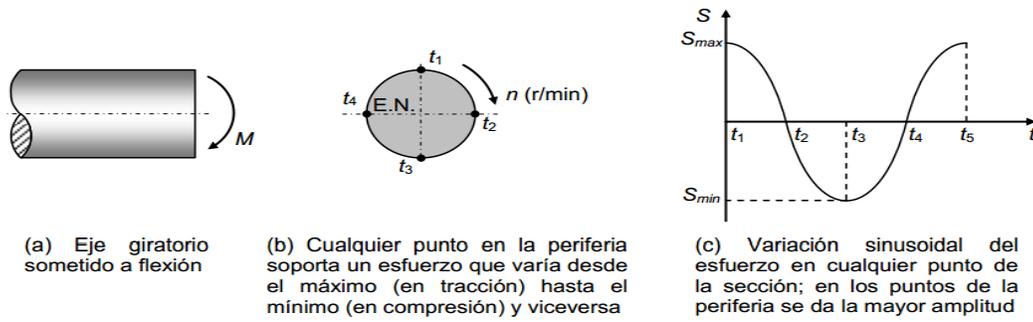


Figura 2. 38 Representación a la fatiga [22].

El término “fatiga” fue usado por primera vez por Poncelet en 1839, para describir la situación de falla de los materiales sometidos a cargas variables. Debido a que la falla por fatiga tiene apariencia frágil, se pensaba que el material se había “cansado” y hecho frágil después de soportar un cierto número de fluctuaciones de esfuerzo. Similarmente, en 1843, Rankine publicó un estudio sobre las causas de la ruptura inesperada de los muñones de los ejes de ferrocarril, en el cual decía que el material dúctil se había cristalizado y hecho frágil debido a la fluctuación de los esfuerzos [22].

Luego en 1870, después de 12 años de investigación sobre las fallas por fatiga, el ingeniero alemán August Wohler publicó los resultados de su estudio, en el cual se mostraba como “culpable” de la falla al número de ciclos de esfuerzo. Al realizar pruebas sobre las mitades rotas de los ejes que habían fallado por fatiga, observó que el material tenía la misma resistencia y ductilidad bajo carga de tensión que el material original; es decir, el material no se había “cansado” ni fragilizado como se creía. Sin embargo, el término fatiga se sigue utilizando para referirse a las fallas de elementos sometidos a cargas variables [22].

Este ingeniero alemán encontró, además, la existencia de un límite de resistencia a la fatiga (o límite de fatiga) para los aceros. Wohler realizó pruebas sobre probetas de acero sometidas a “flexión giratoria”, denominada así al tipo de carga que se genera en un elemento que gira sometido a un momento flector constante. En dichas pruebas se pretendía relacionar los niveles de esfuerzo a los cuales se sometían las probetas, con el número de

ciclos de carga que soportaban hasta la falla. Wohler obtuvo un diagrama como el de la Figura 2.39, el cual es conocido como diagrama S-nc (esfuerzo - número de ciclos) o diagrama de vida-resistencia de Wohler.

En la **Figura 2.39** se observa que para el rango donde la pendiente de la curva continua es negativa, entre menor sea el esfuerzo al cual se somete la probeta, mayor es su duración. Si se somete una probeta al esfuerzo último de tracción, la probeta sólo soporta la primera aplicación de la carga máxima.

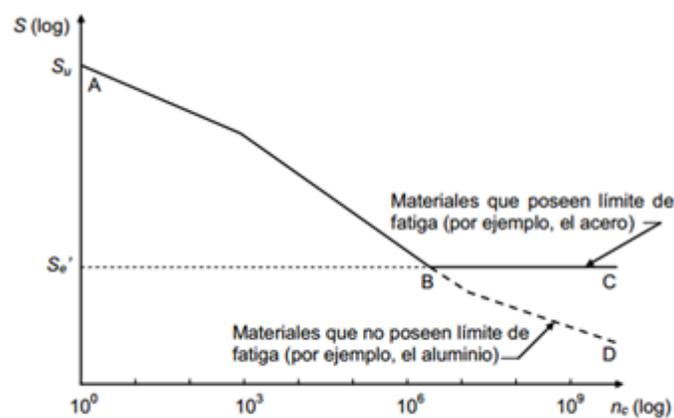


Figura 2. 39 Diagrama S-n, o diagrama de Wohler [25].

Las causas reales de la fatiga se desconocen por lo cual el fenómeno es estudiado de manera empírica realizándose un tratamiento estadístico. No obstante en la vida real, una combinación de factores como la corrosión, sobrecarga, temperatura y esfuerzos combinados pueden tener gran importancia. En general para grandes volúmenes de material, la resistencia a fatiga disminuye. Esta observación viene del hecho de que en los grandes volúmenes hay la tendencia a aumentar el número de puntos críticos donde las grietas pueden dar inicio; este hecho ha sido confirmado por algunos autores como Marín [23]. Las fracturas presentes en la vida real en componentes en servicio por lo general presentan una diversidad de aspectos manteniendo siempre las características fundamentales antes mencionadas y es gracias a la distinción entre las zonas presentes de la superficie de fractura que se logra establecer el origen de la misma, el cual parece residir en una fisura mínima que va extendiéndose progresivamente. Los cambios de sección y las

rayas dejadas por el mecanizado constituyen buenas razones para la fractura según Cazaud [24].

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

Nos da la vida a fatiga de una probeta expresada en número de ciclos a falla, N_f , para el máximo esfuerzo aplicado. 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 2.40** 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.

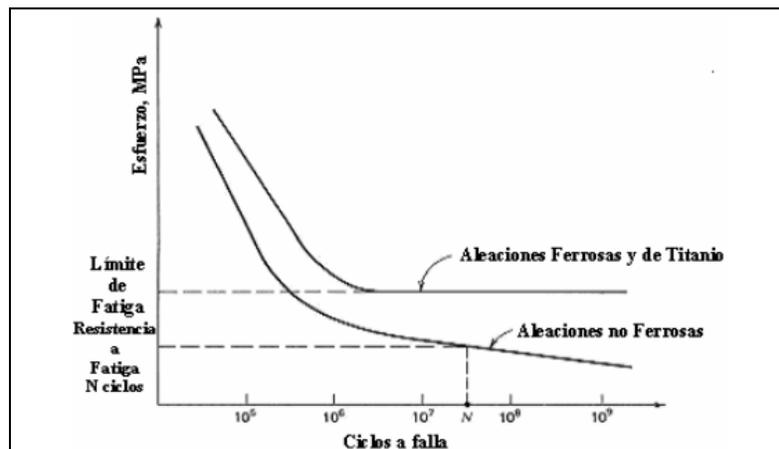


Figura 2. 40 Curva de Wöhler o Curva S-N para las aleaciones ferrosas y de Ti y aleaciones no ferrosas [25].

2.5.2 Daño Acumulado

2.5.2.1 Miner (teoría de daño lineal)

Miner (1945) [25] fue el primero en representar, el concepto de daño lineal sugerido previamente por Palmgren, de forma matemática como la teoría de daño lineal, representada por la siguiente ecuación:

$$D = \sum r_i = \sum \frac{n_i}{N_{fi}} \quad (2.16)$$

donde

r_i = relación por ciclo, correspondiente a cada nivel i de carga.

n_i = número de ciclos aplicados correspondientes al esfuerzo S_i .

N_{fi} = ciclos a falla correspondientes al esfuerzo S_i .

La Teoría de Daño Lineal, así como toda teoría de daño, se basa en asumir que el material acumula cierto daño por cada ciclo de carga el que a su vez produce una acumulación de energía en el material. La teoría asume que el daño producido en cada ciclo de carga es independiente de la historia previa por lo que conduce a una relación lineal, donde la falla o fractura se producirá cuando la $\sum r_i = 1$. El gráfico (Daño vs. Relación de ciclo (curva de daño, o curva D-r, como es llamada usualmente) para esta teoría es simplemente una línea recta diagonal, independientemente del nivel de esfuerzo. En un diagrama S-N, las curvas de vida remanente correspondientes a diferentes fracciones de vida son “esencialmente” paralelas a la curva S-N original a la falla. La principal deficiencia de esta teoría es la independencia de la secuencia de aplicación de los niveles de esfuerzo. Sin embargo, su gran virtud es la facilidad de aplicación y que es particularmente útil cuando existen cargas aleatorias.

2.5.2.2 Marín

La teoría de daño acumulado propuesta por Marín [25] se basa en una consideración de la relación entre el daño como una función del cociente de ciclos y los cambios producidos en la curva S-N debido a la acumulación de daño. El concepto de líneas de daño constante graficadas en la curva S-N conlleva a la observación de que el daño producido por n_i ciclos de operación a cualquier nivel de esfuerzo S_i es exactamente equivalente a n_{ie} ciclos al nivel de esfuerzo S_1 , donde $n_1, n_2, n_3, \dots, n_i$ son puntos sobre la línea de daño constante. Es posible, por lo tanto, encontrar un número equivalente de ciclos a un nivel de esfuerzo de referencia que producirá el mismo daño que n_i ciclos de operación al nivel actual de esfuerzos S_i .

Utilizando este concepto y seleccionando el más alto nivel de esfuerzo como el nivel de esfuerzo de referencia S_1 , Marín [25] escribe:

$$\begin{aligned} n_{2e} &= n_2 \cdot \left(\frac{S_2}{S_1} \right)^y \\ n_{3e} &= n_3 \cdot \left(\frac{S_3}{S_1} \right)^y \\ n_{ie} &= n_i \cdot \left(\frac{S_i}{S_1} \right)^y \end{aligned} \quad (2.17)$$

donde:

n_{ie} = número de ciclos en operación bajo el nivel de esfuerzo de referencia S_1 para producir el daño equivalente a n_i ciclos bajo el nivel de esfuerzo S_i .

n_i = número de ciclos de operación bajo el nivel de esfuerzos S_i

S_i = Nivel de esfuerzo bajo el que se produce el daño.

Puede observarse en la ecuación, que si y es mayor o igual a uno (1), n_{ie} siempre será menor que n_i porque por definición, el nivel de esfuerzo de referencia S_1 , siempre será

mayor que cualquier nivel de esfuerzo Si. Basado en esto, Marín [25] desarrolló una secuencia de relaciones de daño correspondientes a la operación bajo cada nivel de esfuerzo como:

$$R1 = \frac{n_i}{N_1}$$

$$R1 = \frac{n_{2e}}{N_1} \tag{2.18}$$

$$R1 = \frac{n_{3e}}{N_1}$$

$$R1 = \frac{n_{ie}}{N_1}$$

Entonces, se puede establecer que la sumatoria de estos cocientes de vida debe ser igual a la unidad al momento de la falla. Por lo tanto, la falla debe ocurrir cuando

$$R_1 + R_2 + R_3 + \dots + R_n = 1 \tag{2.19}$$

La expresión de Marín fue desarrollada posteriormente asumiendo que la curva S-N podía aproximarse adecuadamente mediante una ecuación de la forma

$$S^x N = k \tag{2.20}$$

Basado en estas suposiciones, se afirma que:

$$S_2^x N_2 = S_1^x N_1 \tag{2.21}$$

$$S_i^x N_i = S_1^x N_1$$

Sustituyendo las ecuaciones 2.15 en 2.16, representando los valores de nie por sus expresiones dadas en la ecuación 2.14, resolviendo las expresiones 2.18 para los valores de N_i y sustituyendo apropiadamente los resultados para los valores de N_i , se obtiene:

$$\left(\frac{n_1}{N_1}\right) + \left(\frac{n_2}{N_2}\right)\left(\frac{S_2}{S_1}\right)^q + \left(\frac{n_3}{N_3}\right)\left(\frac{S_3}{S_1}\right)^q + \dots + \left(\frac{n_i}{N_i}\right)\left(\frac{S_i}{S_1}\right)^q = 1 \quad (2.22)$$

donde $q = y - x$.

A partir de la ecuación 2.22 se puede predecir la falla bajo condiciones de cargas si se conoce la constante q del material y la curva S-N original del material. Si se desea conocer la “vida remanente” a un nivel de esfuerzo dado S_l luego de haber operado bajo niveles de carga conocidos, se resuelve la ecuación 1.22 para n_i obteniendo:

$$n_{ir} = N_i \left[\left(1 - \frac{n_1}{N_1}\right)\left(\frac{S_1}{S_i}\right)^q - \left(\frac{n_2}{N_2}\right)\left(\frac{S_2}{S_i}\right)^q - \dots - \left(\frac{n_{i-1}}{N_{i-1}}\right)\left(\frac{S_{i-1}}{S_i}\right)^q \right] \quad (2.23)$$

2.5.2.3 Manson

Esta teoría se basa en la modificación del diagrama S-N mediante una rotación de la línea original S-N en sentido de las manecillas del reloj alrededor de un punto de referencia sobre la línea. Manson examinó este enfoque y sugirió que el punto correspondiente a una vida a la fatiga entre $10^2 - 10^3$ ciclos en la línea S-N originada, puede ser seleccionado como el punto de convergencia. Sus aproximaciones también proporcionaron un método para predecir la reducción en el límite de resistencia debido al daño precíclico, y es, por lo tanto, capaz de dar cuenta no sólo del efecto de la interacción de la carga, sino también para el daño a bajo ciclaje.

La **Figura 2.41** muestra una representación esquematizada de dos niveles de carga ascendente y descendente. En estas figuras, la teoría de Miner es representada por líneas continuas, las cuales son paralelas a las curvas S-N originales. Se puede apreciar que la teoría de daño lineal y la aproximación de la línea S-N rotada difieren en sus capacidades para mostrar los efectos de la interacción de la carga.

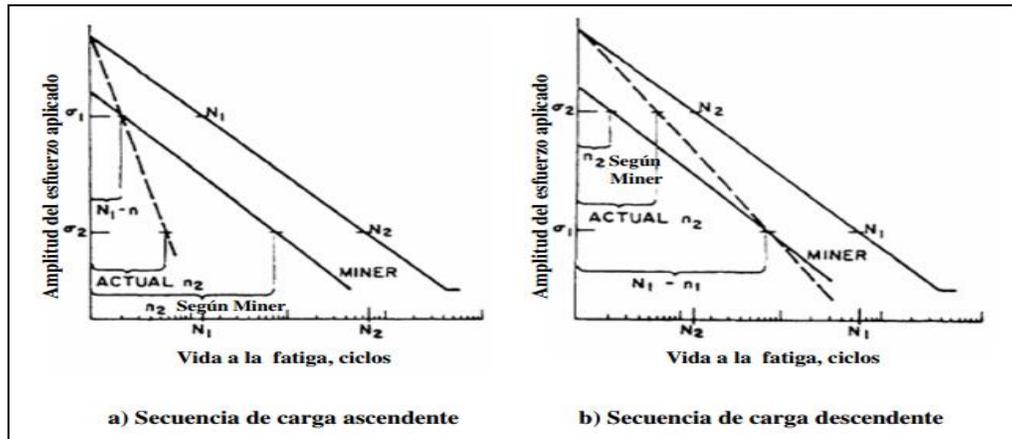


Figura 2. 41 Representación esquemática del comportamiento a la fatiga por el método de rotación y por la regla de Miner para (a) Secuencia de carga ascendente y (b) Secuencia de carga descendente [25].

En 1960, Grover propuso que la estimación del daño acumulado podría mejorarse separando el proceso de fatiga en dos etapas: fase de iniciación de la grieta y fase de propagación de la grieta; para luego aplicar la teoría lineal de daño a cada una de ellas por separado. Manson sugirió que las fases podrían expresarse como:

$$1.-\text{Fase de iniciación de la grieta: } N_i = N_f - N_p \quad (2.24)$$

$$2.-\text{Fase de propagación de la grieta: } N_p = F.N_f^p \quad (2.25)$$

donde:

N_p = número de ciclos para propagar una grieta hasta la falla luego de haber sido iniciada.

N_f = número total de ciclos a falla.

F = coeficiente de propagación determinado experimentalmente.

p = exponente de propagación determinado experimentalmente.

Manson (1966) seleccionó 0.6 como exponente de propagación basado en la integración de información de muchos materiales diferentes. El coeficiente de propagación P fue determinado experimentalmente para adaptarse de la mejor manera a la información experimental de ensayos a dos niveles de esfuerzos y se encontró que el valor apropiado era 14:

$$N_p = 14N_f^{0.6} \quad (2.26)$$

$$N' = N_f - 14N_f^{0.6} \quad (2.27)$$

Experimentos adicionales llevaron a Manson [25] a restringir estas ecuaciones a un rango de vida a la fatiga, N_f , que excede los 730 ciclos. Para una vida un N_f menor de 730 ciclos, la iniciación de la grieta parecía ocurrir durante el primer ciclo de esfuerzo, y la vida entera N_f estaba asociada a la fase de propagación. En resumen:

$$\begin{aligned} N' &= N_f - 14N_f^{0.6} && \text{para } N_f > 730 \text{ ciclos} \\ N_p &= 14N_f^{0.6} && \\ &&& \text{y} \\ N' &= 0 && \text{para } N_f \leq 730 \text{ ciclos} \\ N_p &= N_f && \end{aligned}$$

donde

N' = al número de ciclos para iniciar una grieta.

N_p = número de ciclos para propagar una grieta hasta la falla luego de haber sido iniciada.

N_f = número total de ciclos de falla.

Utilizando estas expresiones empíricas se aplica la regla lineal de daño a cada fase individualmente para obtener una predicción de la iniciación y falla como sigue:

Los núcleos de fatiga de tamaño crítico son iniciados cuando:

$$\sum_{i=1}^m \frac{n_i}{N'_i} = 1 \quad (2.28)$$

Y las grietas de fatiga son propagadas hasta la falla si las grietas de tamaño crítico han sido iniciadas; y luego

$$\sum_{j=1}^q \frac{n_j}{(N_p)_j} = 1 \quad (2.29)$$

donde en cada caso n es el número de ciclos aplicados en el i -ésimo o j -ésimo nivel de esfuerzo.

2.5.3 Fatiga de Bajo Ciclaje

- Es el estudio de fatiga que se genera a bajos ciclajes, es decir por debajo de 10^3 ciclos.
- Se basa en el estudio de las deformaciones en lugar de las tensiones.
- Las curvas ϵ -N, Se establece una formulación de vida a partir la amplitud de deformaciones. Se modelan así situaciones en las que la fluencia ocurre en posiciones críticas del componente. Se trata de zonas con concentración de tensiones o entallas, en las que tensión local se sitúa por encima del límite de fluencia del material, a pesar de que el material de su entorno permanece en régimen elástico. Debido a dicho entorno elástico, la deformación de la zona situada un nivel de carga superior al de fluencia se ve restringida, lo que da lugar una deformación elastoplástica controlada en la zona de entalla. A su vez, estas entallas,

debido a la elevada tensión que experimentan, sirven como puntos críticos para el crecimiento de grietas, con lo que el comportamiento frente al fenómeno de fatiga puede relacionarse con ensayos de deformación controlada sobre diferentes probetas.

2.6 Ley de Manson-Coffin

En 1964, dos investigadores de la NASA Lewis Research Center de Cleveland Ohio, E.U.A., Manson y Coffin, propusieron una expresión para estimar la vida en fatiga de una componente sin entallas, basado en las propiedades de tensión uniaxial monotónica. Esta expresión se justifica por el alto costo que tienen las pruebas de fatiga, que además consumen mucho tiempo en su desarrollo. El principio de este método se basa en el hecho de que la vida en fatiga (N_f) depende de la amplitud de la deformación aplicada y ésta a su vez depende de las propiedades en tensión del material.

En la deformación cíclica la amplitud de deformación es:

$$\Delta\varepsilon = \Delta\varepsilon_e + \Delta\varepsilon_p \quad (2.30)$$

La componente elástica según Manson y Coffin está dada por:

$$\Delta\varepsilon_e = \sigma'_f \frac{(2N_f)^b}{E} \quad (2.31)$$

Donde σ'_f es el coeficiente de resistencia a la fatiga, definido por el valor de esfuerzo en la intersección curva de histéresis en un ciclo de carga, es el número de ciclos de falla, E es el módulo de Young y b es el exponente de fatiga.

La componente plástica del ciclo es:

$$\Delta\varepsilon_p = \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (2.32)$$

La Ley de Manson-Coffin de las Pendientes Universales se puede generalizar como:

$$\Delta\varepsilon = 3.5 \frac{\sigma_{max}}{E} N_f^{-0,12} + \varepsilon_f N_f^{-0,6} \quad (2.33)$$

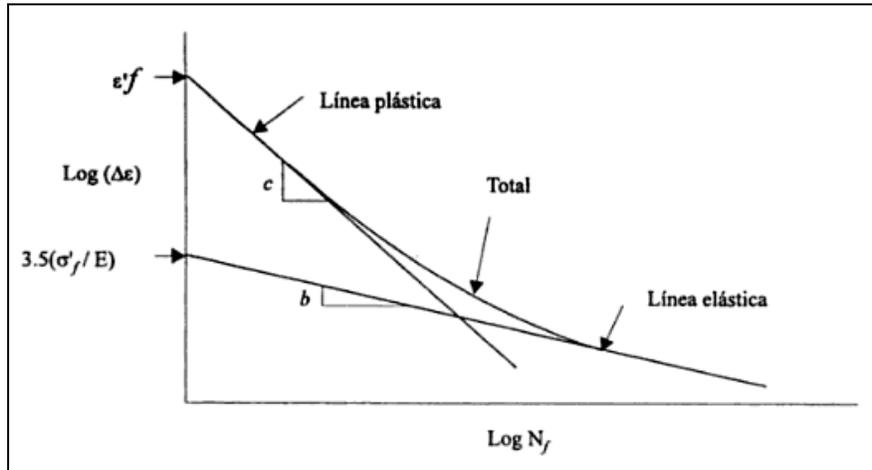


Figura 2. 42 Representación de la Ley de Manson-Coffin de las pendientes universales [25].

2.7 Parámetros del Ensayo de Indentación Instrumentada Empleados.

En la presente investigación se hizo uso de diferentes parámetros, dichos parámetros arrojados por la máquina empleando el software (CSM instrument) empleados y manejados en la investigación para realizar los análisis se presentan en la siguiente tabla:

Tabla 2. 5 Parámetros De Indentación Según El Método [35].

TANGENTE	Definición	MARTENS	Definición
Fm (mN)	Fuerza o Carga Máxima	Fm (mN)	Fuerza o Carga Máxima
hm (nm)	Profundidad Máxima de Indentación	hm (nm)	Profundidad Máxima de Indentación
Ap (nm ²)	Área proyectada	Ap (nm ²)	Área proyectada
Hv (Vickers)	Dureza Vickers	HM	Dureza Martens
S (mN/nm)	Pendiente de la curva de	N/A	N/A

2.7.1 Fuerza Máxima (Fm).

Es la carga máxima alcanzada por el indentador sobre la probeta en cada ciclo, dicha carga se expresa en unidades de fuerza Newton (N) [35].

2.7.2 Profundidad Máxima (hm).

Es la indentación máxima alcanzada por el indentador sobre la probeta en cada ciclo, este parámetro viene expresado en unidades de longitud, y por ser ensayos de microdureza en términos de nanómetros (nm) [35].

2.7.3 Área Proyectada (Ap).

Es el área de contacto proyectada de la huella dejada por el indentador. Dicha área es medida en unidades de nanómetros al cuadrado (nm²) [35].

2.7.4 Dureza Martens (HM).

La dureza Martens es determinada a partir de los valores dados por la curva de fuerza contra la profundidad de indentación durante el tiempo de carga, preferiblemente después de alcanzar la fuerza especificada para llevar a cabo el ensayo. La dureza Martens incluye la deformación plástica y la deformación elástica, por lo que este valor de dureza se puede calcular para todos los materiales [35].

La dureza Martens se define como la fuerza ensayada entre el área de contacto superficial de indentación del indentador más allá del punto cero de contacto, y se expresa como [35]:

$$HM = \frac{F}{A_s(h)} \quad (2.34)$$

2.7.5 Dureza Vickers (Hv).

Es el valor de dureza medido por la maquina y, que el software arroja como parámetro empleando los métodos Tangente y Oliver & Pharr [35]. En la sección 2.2.4.3 se indica la metodología empleada para llegar a dicho resultado en un ensayo de indentación.

2.7.6 Pendiente de la Curva de Descarga (S).

Es el contacto de rigidez, que viene dada por la derivada del pico de carga, las unidades del parámetro se expresan en (mN/nm) y viene dada por la expresión:

$$S = \left(\frac{dF}{dh} \right)_{max} = m \cdot F_{max} \cdot \left[\frac{(h_m - h_p)^{m-1}}{(h_m - h_p)^m} \right] = F_{max} \cdot (h_m - h_p)^{-1} \quad (2.35)$$

En la **Figura 2.43** se presenta un esquema donde es posible 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 [26].

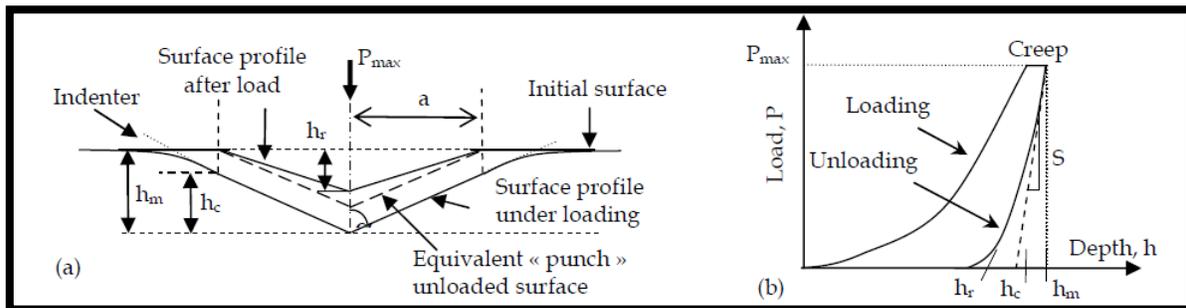


Figura 2. 43 (a) la sección transversal esquemática de un guiñón cónico y profundidades (b) de la curva de carga-profundidad y indentación utilizados para calcular los números de dureza [35].

Estos parámetros pueden ser estudiados con más detalle a través de Chicot (2010) [26], donde se aborda el análisis que se le es dado a cada uno de los parámetros, para el estudio de un material a través de la técnica de microindentación instrumentada.

CAPÍTULO III METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

En el presente capítulo se expondrá de manera detallada el proceso llevado a cabo para poder realizar la presente investigación, tomando en cuenta la preparación de las piezas a ensayar, el tipo de material empleado, dando su composición química y sus principales propiedades mecánicas. Se indica los pasos que fueron realizados para el montaje de la pieza y calibración de la maquina empleada para realizar los ensayos.

De igual manera en este capítulo se explica detalladamente los lineamientos utilizados para llevar a cabo tanto los ensayos a fatiga a carga constante, como los ensayos a fatiga con carga progresiva.

3.1 MATERIAL BASE

- **Acero al carbono AISI 1020**

Es un acero clasificado en el grupo de los aceros de bajo carbono. Su composición química le permite entregar un buen desempeño en sus propiedades mecánicas, soldabilidad y maquinabilidad que otros aceros del mismo grupo. Tiene un rango de maquinabilidad de alrededor del 76%. Es fácil de ser soldado por los procedimientos más comunes (por fusión, arco, electrodo recubierto entre otros) entregando resultados de una excelente calidad, el tipo de soldadura a usar depende del servicio, diseño y medidas requeridas [27].

Estos aceros se utilizan en aplicaciones ingenieriles, como lo son la fabricación las piezas estructurales o de maquinaria de mediana resistencia con una gran tenacidad entre ellas conocemos: ejes, cadenas, remaches, tornillos, pernos, sujetadores, engranajes, piñones, pasadores de baja resistencia, prensas y levas [29]; las cuales se pueden mostrar en la **Figura 3.1** algunos ejemplos.





Figura 3. 1 a) Una prensa para banco manual. B) Juego de tornillos, tuercas con arandelas. C) Set de levas [27].

En la **Tabla 3.1** se presenta la composición química del Acero AISI 1020, el cual es un acero con bajo contenido de carbono, con alta maquinabilidad y, es un aceros que a nivel global que presenta gran demanda, por sus propiedades mecánica, altas producciones y bajos costos.

Tabla 3. 1 Composición química nominal del acero AISI 1020 [28].

Elemento	Composición (%)
Carbono: C	0.17 - 0.23 %
Hierro: Fe	99.08 - 99.53 %
Manganeso: Mn	0.30 - 0.60 %
Fosforo: P	0.040 % Max
Azufre: s	0.050 % Max

A continuación en la **Tabla 3.2** se presentan las principales propiedades del acero AISI 1020, como los diferentes valores de dureza (Vickers, Brinell, Knoop, Rockwell B), su resistencia última a la tracción, el límite de fluencia, módulo de elasticidad, maquinabilidad, el porcentaje de alargamiento a la fractura y reducción de área, el módulo de compresibilidad (Bulk), módulo de corte y el coeficiente de Poisson.

Tabla 3. 2 Propiedades mecánicas del Acero AISI 1020 [28].

Dureza, Brinell	121	121	
Dureza, Knoop	140	140	Equivalencia de la Dureza Brinell
Dureza, Rockwell B	68	68	Equivalencia de la Dureza Brinell
Dureza, Vickers	126	126	Equivalencia de la Dureza Brinell
Resistencia última a la tracción	<u>420 MPa</u>	<u>60,9 kpsi</u>	
Límite de Fluencia	<u>350 MPa</u>	<u>50,8 kpsi</u>	
Alargamiento a la fractura	15%	15%	En 50 mm
Reducción de Área	40%	40%	
Módulo de Elasticidad	<u>205 GPa</u>	<u>29700 ksi</u>	Típico para Aceros
Módulo de Bulk	<u>140 GPa</u>	<u>20300 ksi</u>	Típico para Aceros
Coefficiente de Poisson	0.29	0.29	
Maquinabilidad	65%	65%	Basado en Acero AISI 1212 . Como 100% de maquinabilidad.
Módulo de Corte	<u>80.0 GPa</u>	<u>11600 ksi</u>	Típico para Aceros

3.1.2 Diagrama de Wohler de los Aceros de Bajo Carbono

A continuación, en la **Figura 3.2** se visualiza el diagrama de Wohler del acero AISI 1020, es decir el comportamiento del material comparando el esfuerzo aplicado en función del número de ciclos que el mismo podría resistir antes de su fractura o falla por fatiga [37].

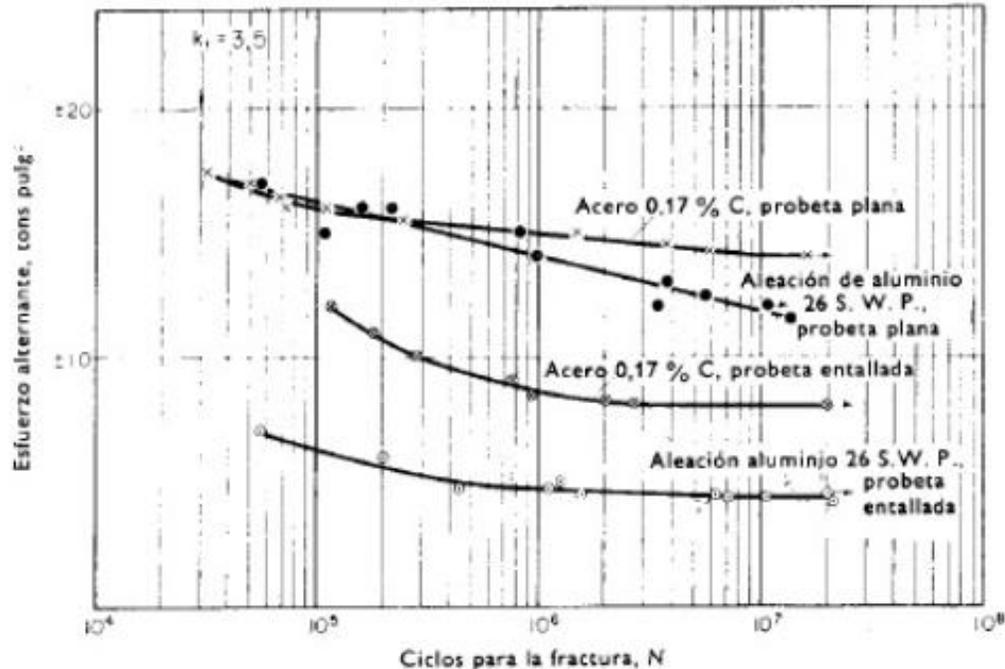


Figura 3. 2 Curva de Wohler para algunos aceros de baja aleación laminados en frío y algunas aleaciones de aluminio [37].

3.2 Metodología Experimental.

A continuación se hará una reseña del proceso realizado para llevar a cabo la investigación, la obtención de los datos, manipulación de resultados así como su presentación.

3.2.1 Calibración.

Inicialmente se verificó que la máquina que realiza el proceso de microindentación instrumentada estuviese calibrada de forma tal, que se evitara variaciones en los resultados obtenidos y que los mismos puedan a su vez ser comparados con experimentos llevados a cabo en otros laboratorios. Antes de realizar los ensayos finales, se hicieron pruebas para verificar que la máquina estuviese trabajando con los valores promedio relacionados con el material.

3.2.2 Montaje de la pieza de acero AISI 1020.

Las piezas utilizadas son pletinas de 3 mm de espesor, a las cuales se les aplicó pulidos mecánicos a fin de disminuir las rugosidades superficiales; para ello se emplearon hojas de pulido (lijas) de los siguientes tamaño de grano, 80, 120, 220, 320, 500, 800, 1200 respectivamente y, un paño para finalizar el proceso de pulido de 1 micra de tamaño de grano y, finalmente sujeta a la máquina de indentación.

Para la realización del proceso de indentación se empleó indentadores de geometría piramidal Vickers con un ángulo $\alpha=136^\circ$ y, un indentador de geometría esférica, con un diámetro $d=0,1\text{mm}$, a través de la **Figura 3.3** y **3.4** se muestra un esquema de cada indentador respectivamente.

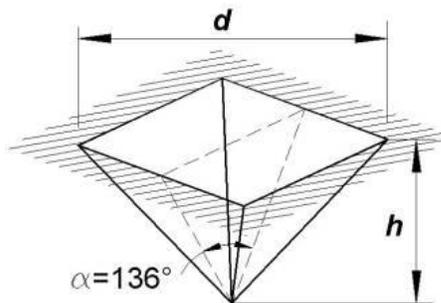


Figura 3. 3 Indentador Vickers [42]

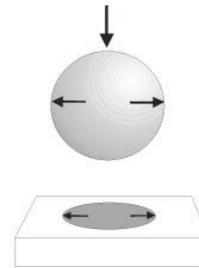


Figura 3. 4 Esquema básico de indentador esférico [43].

3.2.3 Fatiga Constante.

Para la aplicación de microindentación instrumentada a carga máxima constante, se seleccionaron puntos cualesquiera sobre la superficie de la pieza de estudio y se programó la máquina de indentación para la repetición de 1000 ciclos a diferentes cargas máximas, teniendo como parámetro inicial una velocidad constante de aplicación de la carga-descarga a 300.000 mN/min, así como Amiri (2013) [3], que indican que bajo esa velocidad se evita efectos dinámicos. Dichas cargas máximas fueron de: 1.000, 2.500, 5.000, 7.500, 10.000, 15.000, y 20.000 mN, siendo la carga mínima de cada proceso el 40% de la carga máxima aplicada. De manera automatizada la máquina de microindentación instrumentada toma por cada indentación el registro de las siguientes variables: valor de dureza bajo el método Martens (h_m [Mpa]), Fuerza máxima (F_m [mN]), profundidad máxima de indentación (h_m [nm]), área proyectada (A_p [nm²]), Dureza Vickers (H_v [Vickers]), pendiente de la curva

de descarga (S [mN/nm]). Esta metodología fue realizada tanto para un indentador de forma piramidal (Vickers) como para un indentador de forma esférica.

3.2.3 Fatiga Progresiva.

Para la aplicación de microindentación instrumentada a carga progresiva, se seleccionaron puntos cualesquiera sobre la superficie de la pieza de estudio y se programó la máquina de indentación para la repetición de 1000 ciclos, en este caso la carga máxima programada fue de 20.000 mN, teniendo variaciones en la velocidad de aplicación de la carga en los seis (6) ensayos realizados de la siguiente manera: 25.000, 50.000, 100.000, 200.000, 250.000 y 300.000 mN/min respectivamente, cabe destacar que para cada indentación realizada se descargaba por completo la carga aplicada. De modo automatizado, la máquina de microindentación instrumentada toma por cada indentación las mismas variables ya nombradas en el proceso a carga constante. Esta metodología fue realizada tanto para un indentador de forma piramidal (Vickers) como para un indentador de geometría esférica.

3.3 Construcción de las curvas fuerza, profundidad, dureza en función del número de ciclos entre otras.

Para llevar a cabo el proceso de construcción de las curvas, primeramente se obtuvieron los datos a través del software de la máquina de ensayo (CSM Instruments), y se realizó un vaciado de datos a través de hojas de cálculo, para de esta forma poder ordenarlos ciclo a ciclo. Se muestra en la **Figura 3.5** como la máquina de microindentación instrumentada arroja los valores del ensayo para cada uno de los 1000 ciclos, dichos datos fueron reordenados en tablas mostrando cada uno de los parámetros arrojados como datos, contra el número de ciclos .

26				
27	Method :	Tangent		
28				
29	Cycle # 1			
30				
31	+ Main results			
32				
33	HIT=	1,19E+05 MPa		
34	Hv=	12143 Vickers		
35				
36	+ Hypothesis			
37				
38	Poisson's r:	0,3		
39				
40	+ Additional results			
41				
42	Fm=	20194,72 mN		
43	hm=	18479,8 nm		
44	S=	11,4064 mN/nm		
45	hr=	16785,15 nm		
46	Ap=	169525856 nm ²		
47				

Figura 3. 5 Esquema representativo de resultados arrojados por el software CSM Instrument en formato Excel, para el primer ciclo de indentación.

Finalizado el proceso de ordenamiento de datos, se emplearon distintos software para la realización de cada una de las gráficas propuestas en los objetivos (Microsoft Excel, Derive, Graph, Origin).

Una vez obtenidas las gráficas de cada parámetro en base a los 1000 ciclos por cada ensayo, se observó un comportamiento continuo desde las 100 primeras indentaciones en adelante y, a su vez se observan saltos o alteraciones y ausencia de registro de datos, fenómenos en los cuales no son la base fundamental de estudio en esta investigación. Suceso por el cual se ha decidido realizar los cálculos y análisis en base a los primeros 100 ciclos, método empleado por otros investigadores como Duszová (2013) [29], Blanda (2014) [2] entre otros. De igual forma los datos completos en tabla se presentan en el CD-ROM anexo a la investigación.

CAPÍTULO IV: RESULTADOS Y ANÁLISIS

4.1 Presentación de Resultados.

Una vez aplicada cada una de las técnicas experimentales descritas en el capítulo anterior, se presentan a continuación los resultados obtenidos mediante los siguientes puntos:

Tabla de valores del ensayo de micro-indentación instrumentada (fuerza (F_m [mN]), profundidad máxima de indentación (h_m [nm]), dureza Martens (HM [MPa]) y Vickers (H_v [Vickers]) y la pendiente de la curva de descarga (S) [mN/nm]), utilizando penetradores tipo piramidal (Vickers) y esférico, basándonos en los métodos Tangente y Martens utilizando cargas constantes e indentaciones a velocidades de carga progresiva.

Representación gráfica de los distintos valores recolectados por el ensayo de indentación instrumentada contra el número de ciclos (N), de igual forma la representación de parámetros como la dureza Vickers (H_v) y Martens (HM) y la carga aplicada (F_m [mN]), contra la propagación de la profundidad por indentación (h_m [nm]). A su vez también se representa la tasa de endurecimiento por deformación respecto al número de ciclos (dH_v/dN [H_v/N]); todas estas representaciones gráficas con el fin de hacer un estudio de la evolución de sus propiedades, con el efecto causado por la variación de los parámetros de indentación (carga máxima (F_m [mN]), velocidad de carga (V [mN/min])). Estudios que serán detallados en la sección 4.2, con la finalidad de obtener una mejor comprensión de los cambios que sufre la pieza de acero producto del proceso de indentación cíclica.

En la **Figura 4.1** se visualiza la propagación de la profundidad por indentación vs el número de ciclos del ensayo completo, donde es posible observar que el comportamiento a partir de las doscientas repeticiones aproximadamente, evoluciona de forma constante, mostrándose en los primeros ciclos una evolución significativa para abordar el estudio planteado en esta investigación (a partir de los 400 ciclos aproximadamente para la carga de 20.000 mN se observa un salto, éste debido a un aumento de la carga de indentación hasta 25.000 mN no previsto como parámetro de trabajo de la máquina para la realización del

ensayo). Por lo que en este estudio se tomará en cuenta y analizará el comportamiento de los distintos datos obtenidos en base a los 100 primeros ciclos, así como lo emplean autores en investigaciones previas (nombradas en los antecedentes). Las representaciones gráficas y los valores obtenidos completos (1000 ciclos), podrán ser vistos a través del CD-ROM anexo a la investigación.

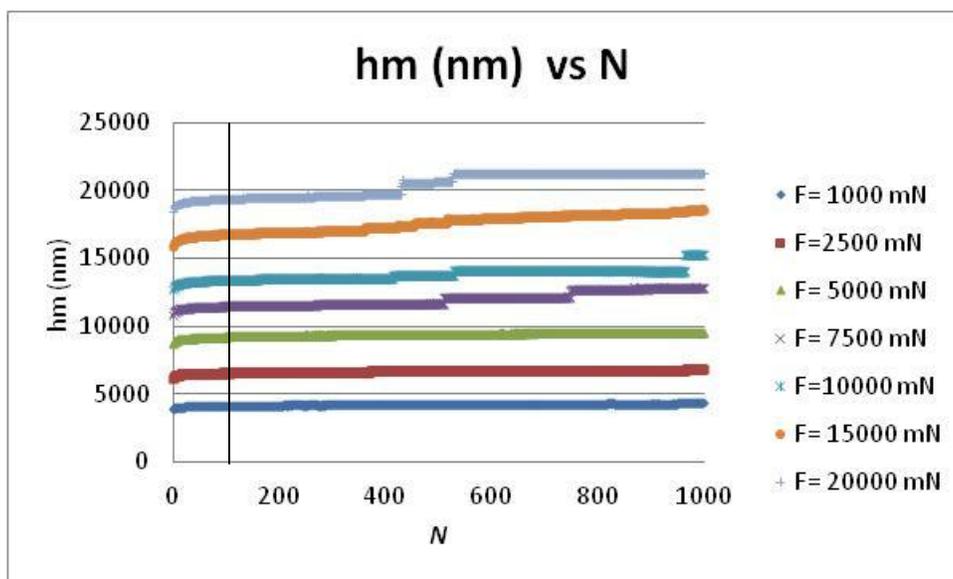


Figura 4. 1 Propagación de la profundidad por indentación en función del número de ciclos.

4.1.1 Ensayo de Micro-Indentación a carga máxima constante.

En las **Tablas 4.1, 4.3**, se presentan los resultados del ensayo de indentación con penetradores de geometría piramidal (Vickers) y esférica realizadas al acero al carbono AISI 1020 respectivamente, en ellas se especifica el valor de dureza (HM), fuerza máxima (Fm) y profundidad máxima de indentación (hm), obtenidas bajo el método Martens.

En las **Tablas 4.2, 4.4**, se presentan las mediciones del ensayo de indentación con penetradores de geometría piramidal (Vickers) y esférica realizadas al acero al carbono AISI 1020 respectivamente, en ellas se especifica el valor de dureza Vickers (Hv), fuerza máxima (Fm), profundidad máxima de indentación (hm) y la pendiente de la curva de descarga (S) obtenidas bajo el método Tangente

CAPÍTULO IV: RESULTADOS Y ANÁLISIS.

Dichos ensayos fueron realizados por el Dr. Pedro Cadenas durante su pasantía de investigación en Francia (Laboratoire de Mécanique de Lille UMR 8107, University of Science and Technology of Lille). A continuación se representan los datos obtenidos cada 10 ciclos, con el objetivo de observar la evolución de manera cuantitativa en los 100 primeros ciclos.

Tabla 4. 1 Valores del ensayo de indentación Vickers (acero AISI 1020) carga máxima constante método Martens.

4.1.A	F= 1000 mN			F=2500 mN		
N	HM (Mpa)	Fm (mN)	hm (nm)	HM (Mpa)	Fm (mN)	hm (nm)
1	6021	1180,4	3868,39	9993,6	2671,06	6136,96
10	5749,4	1166,99	4050,98	9798,3	2679,14	6399,38
20	5635,9	1149,69	4078,28	9767,3	2682,9	6455,22
30	5641,7	1154,61	4096,16	9750,8	2683,65	6479,59
40	5634	1155,77	4109,18	9762,7	2692,78	6506,81
50	5664,9	1164,76	4121,88	9690,8	2673,51	6509,43
60	5725,7	1180,61	4137,7	9678,7	2672,1	6518,48
70	5712,8	1180,03	4147,69	9737,3	2690,5	6528,97
80	5570	1150,23	4146,1	9602,6	2654,56	6535,09
90	5581,6	1153,01	4147,99	9672,7	2675,42	6542,09
100	5586,8	1156,12	4157,92	9679,2	2678,74	6549,34

4.1.B	F= 5000 mN			F= 7500 mN		
N	HM (Mpa)	Fm (mN)	hm (nm)	HM (Mpa)	Fm (mN)	hm (nm)
1	16853	5208,85	8728,26	24340	7591,61	10848,1
10	16731	5206,05	9022,88	24764	7661,34	11234,29
20	16397	5105,78	9060,52	24631	7606,66	11303,33
30	16353	5096,11	9104,28	24883	7675,04	11348,91
40	16731	5217,54	9143,47	24719	7619,79	11371,41
50	16710	5213,47	9169,04	24848	7653,15	11400,4
60	16344	5099,62	9175,44	24892	7662,83	11417,76
70	16697	5212,31	9204,44	25001	7690,91	11442,92
80	16339	5100,97	9210,03	24719	7602,57	11449,57
90	16560	5171,37	9225,69	24870	7644,43	11469,75
100	16557	5172,11	9245,96	24900	7651,81	11477,82

CAPÍTULO IV: RESULTADOS Y ANÁLISIS.

4.1.C	F=10000 mN			F= 15000 mN		
	N	HM (Mpa)	Fm (mN)	hm (nm)	HM (Mpa)	Fm (mN)
1	34689	10118,33	12674,74	73033	15145	15830,24
10	35543	10099,87	13090,4	80574	15126,1	16343,82
20	35822	10110,97	13186,58	82446	15103,31	16456,69
30	36141	10157,4	13246,37	84955	15214,68	16556,94
40	36280	10164,38	13289,41	85765	15169,61	16610,52
50	36331	10157,54	13317,42	86889	15174,73	16663,99
60	36445	10166,6	13347,22	87633	15181,2	16697,55
70	36302	10119,71	13356,65	88077	15156,29	16724,96
80	36706	10217,94	13375,2	88211	15120,54	16740,71
90	36317	10106,01	13379,81	88374	15108,95	16751,27
100	36477	10139,74	13393,91	89557	15178,19	16786,21

4.1.D	F= 20000 mN		
	N	HM (Mpa)	Fm (mN)
1	2,29E+05	20194,72	18479,8
10	3,43E+05	20217,21	19014,23
20	3,84E+05	20205,28	19123,3
30	4,20E+05	20204,17	19203,34
40	4,43E+05	20187,19	19245,75
50	4,63E+05	20182,4	19279,73
60	4,76E+05	20160,27	19300,79
70	4,98E+05	20177,85	19333,52
80	5,14E+05	20198,48	19353,14
90	5,34E+05	20131,72	19381,08
100	5,54E+05	20222,92	19401,53

Tabla 4. 2 Valores del ensayo de indentación Vickers (acero AISI 1020) a carga máxima constante método Tangente.

4.2.A	F= 1000 mN			F=2500 mN			F= 5000 mN		
	N	HM (Mpa)	Fm (mN)	hm (nm)	HM (Mpa)	Fm (mN)	hm (nm)	HM (Mpa)	Fm (mN)
1	6021	1180,4	3868,39	9993,6	2671,06	6136,96	16853	5208,85	8728,26
10	5749,4	1166,99	4050,98	9798,3	2679,14	6399,38	16731	5206,05	9022,88
20	5635,9	1149,69	4078,28	9767,3	2682,9	6455,22	16397	5105,78	9060,52
30	5641,7	1154,61	4096,16	9750,8	2683,65	6479,59	16353	5096,11	9104,28

CAPÍTULO IV: RESULTADOS Y ANÁLISIS.

40	5634	1155,77	4109,18	9762,7	2692,78	6506,81	16731	5217,54	9143,47
50	5664,9	1164,76	4121,88	9690,8	2673,51	6509,43	16710	5213,47	9169,04
60	5725,7	1180,61	4137,7	9678,7	2672,1	6518,48	16344	5099,62	9175,44
70	5712,8	1180,03	4147,69	9737,3	2690,5	6528,97	16697	5212,31	9204,44
80	5570	1150,23	4146,1	9602,6	2654,56	6535,09	16339	5100,97	9210,03
90	5581,6	1153,01	4147,99	9672,7	2675,42	6542,09	16560	5171,37	9225,69
100	5586,8	1156,12	4157,92	9679,2	2678,74	6549,34	16557	5172,11	9245,96

4.2.B	F= 7500 mN			F=10000 mN		
	N	HM (Mpa)	Fm (mN)	hm (nm)	HM (Mpa)	Fm (mN)
1	24340	7591,61	10848,1	34689	10118,33	12674,74
10	24764	7661,34	11234,29	35543	10099,87	13090,4
20	24631	7606,66	11303,33	35822	10110,97	13186,58
30	24883	7675,04	11348,91	36141	10157,4	13246,37
40	24719	7619,79	11371,41	36280	10164,38	13289,41
50	24848	7653,15	11400,4	36331	10157,54	13317,42
60	24892	7662,83	11417,76	36445	10166,6	13347,22
70	25001	7690,91	11442,92	36302	10119,71	13356,65
80	24719	7602,57	11449,57	36706	10217,94	13375,2
90	24870	7644,43	11469,75	36317	10106,01	13379,81
100	24900	7651,81	11477,82	36477	10139,74	13393,91

4.2.C	F= 15000 mN			F= 20000 mN		
	N	HM (Mpa)	Fm (mN)	hm (nm)	HM (Mpa)	Fm (mN)
1	73033	15145	15830,24	2,29E+05	20194,72	18479,8
10	80574	15126,1	16343,82	3,43E+05	20217,21	19014,23
20	82446	15103,31	16456,69	3,84E+05	20205,28	19123,3
30	84955	15214,68	16556,94	4,20E+05	20204,17	19203,34
40	85765	15169,61	16610,52	4,43E+05	20187,19	19245,75
50	86889	15174,73	16663,99	4,63E+05	20182,4	19279,73
60	87633	15181,2	16697,55	4,76E+05	20160,27	19300,79
70	88077	15156,29	16724,96	4,98E+05	20177,85	19333,52
80	88211	15120,54	16740,71	5,14E+05	20198,48	19353,14
90	88374	15108,95	16751,27	5,34E+05	20131,72	19381,08
100	89557	15178,19	16786,21	5,54E+05	20222,92	19401,53

CAPÍTULO IV: RESULTADOS Y ANÁLISIS.

Tabla 4. 3 Valores del ensayo de indentación esférica (acero AISI 1020) a carga constante método Martens.

4.3.A	F= 1000 mN			F=2500 mN		
	N	HM (Mpa)	Fm (mN)	hm (nm)	HM (Mpa)	Fm (mN)
1	21906	2679,59	2185,68	27935	2683,37	1667,89
10	21318	2691,05	2265,7	26874	2697,06	1750,5
20	21160	2690,2	2284,29	26518	2673,22	1759,12
30	20484	2595,79	2275,77	26399	2678,94	1772,13
40	20439	2601,59	2287,42	26218	2673,18	1781,45
50	20628	2623,12	2284,93	26124	2663,62	1781,41
60	20681	2638,48	2293,52	26334	2688,12	1783,69
70	20651	2628,76	2287,55	26490	2703,71	1783,46
80	20929	2689,67	2312,84	26346	2694,34	1787,38
90	20955	2688,98	2308,81	26594	2720,1	1787,64
100	20784	2667,38	2309,12	25680	2611,72	1776,43

4.3.B	F= 5000 mN			F= 7500 mN		
	N	HM (Mpa)	Fm (mN)	hm (nm)	HM (Mpa)	Fm (mN)
1	28726	5208,3	3497,13	32513	7714,74	5053,19
10	27678	5175,84	3638,02	31657	7650,37	5196,32
20	27694	5197,4	3654,69	31553	7677,31	5251,18
30	27505	5173,81	3665,69	31361	7650,71	5272,88
40	27499	5189,98	3681,35	31360	7660,38	5283,6
50	27103	5103,89	3670,82	31277	7655,24	5299,91
60	27137	5106,17	3667,09	31113	7629,28	5315,31
70	27630	5213,55	3680,42	31211	7677,24	5341,31
80	27392	5170,14	3681,8	30909	7600,5	5338,76
90	27439	5184,46	3686,84	31237	7700,24	5359,55
100	27360	5180,53	3696,94	31046	7657,48	5364,35

4.3.C	F=10000 mN			F=15000 mN			F= 20000 mN		
	N	HM (Mpa)	Fm (mN)	hm (nm)	HM (Mpa)	Fm (mN)	hm (nm)	HM (Mpa)	Fm (mN)
1	36541	10128,58	6569,32	48358	15189,64	10131,53	64362	20206,07	10260,84
10	35944	10217,01	6914,2	48605	15212,24	10613,37	65093	20190,54	11125,5
20	35602	10166,91	6983,54	48543	15154,67	10792	65534	20171,68	11422,32
30	35496	10166,82	7028,74	48633	15161,35	10875,64	65660	20119,06	11570,26
40	35341	10138,94	7053,79	48817	15196,63	10953,83	66174	20201,32	11681,6
50	35328	10154,05	7082,57	48645	15129,07	11001,17	66124	20123,5	11768,71
60	35108	10097,69	7093,37	48649	15120,33	11033,7	66489	20178,31	11843,34
70	35214	10145,59	7120,7	48708	15129,31	11062,67	66705	20202,77	11895,87
80	35409	10212,06	7136,63	48945	15190,32	11100,15	66508	20108,58	11939,02
90	35038	10116,02	7154,15	48795	15138,74	11114,86	66695	20126,22	11986,08
100	35174	10158,78	7159,51	48727	15107,87	11144,7	66814	20124,34	12030,98

CAPÍTULO IV: RESULTADOS Y ANÁLISIS.

Tabla 4. 4 Valores del ensayo de indentación por penetrador de geometría esférica (acero AISI 1020) a carga máxima constante método Tangente.

4.4.A	F= 2500 mN				F= 5000 mN			
	N	Fm (mN)	hm (nm)	Hv (Vickers)	S (mN/nm)	Fm (mN)	hm (nm)	Hv (Vickers)
1	2683,37	1667,89	3349,9	8,9101	5208,3	3497,13	3328	9,4365
10	2697,06	1750,5	3380,9	7,3156	5175,84	3638,02	3219,9	9,1439
20	2673,22	1759,12	3348,8	7,0461	5197,4	3654,69	3242,4	8,7089
30	2678,94	1772,13	3281,4	7,6504	5173,81	3665,69	3192,4	9,2487
40	2673,18	1781,45	3277,6	7,3325	5189,98	3681,35	3209,1	8,9031
50	2663,62	1781,41	3243,1	7,5482	5103,89	3670,82	3154,2	8,8506
60	2688,12	1783,69	3264,9	7,6168	5106,17	3667,09	3145,9	9,1159
70	2703,71	1783,46	3342,3	7,0015	5213,55	3680,42	3180,7	9,8435
80	2694,34	1787,38	3284	7,3718	5170,14	3681,8	3167,8	9,3777
90	2720,1	1787,64	3245,1	8,3218	5184,46	3686,84	3200,8	8,8575
100	2611,72	1776,43	3152,7	7,8813	5180,53	3696,94	3185,2	8,984

4.4.B	F= 7500 mN				F= 10000 mN			
	N	Fm (mN)	hm (nm)	Hv (Vickers)	S (mN/nm)	Fm (mN)	hm (nm)	Hv (Vickers)
1	7714,74	5053,19	3621,2	11,4184	10128,58	6569,32	3973,4	12,8019
10	7650,37	5196,32	3547,1	11,1328	10217,01	6914,2	3905,1	12,5244
20	7677,31	5251,18	3547,4	10,6469	10166,91	6983,54	3854,7	12,7091
30	7650,71	5272,88	3513,7	10,9162	10166,82	7028,74	3817,4	14,014
40	7660,38	5283,6	3502	11,2497	10138,94	7053,79	3820,4	12,7244
50	7655,24	5299,91	3482,2	11,5492	10154,05	7082,57	3809,1	13,2112
60	7629,28	5315,31	3465,6	11,3269	10097,69	7093,37	3775,3	13,652
70	7677,24	5341,31	3479,3	11,3697	10145,59	7120,7	3794,6	13,1649
80	7600,5	5338,76	3418,5	12,1457	10212,06	7136,63	3809,5	13,402
90	7700,24	5359,55	3482,2	11,1804	10116,02	7154,15	3770,8	13,2566
100	7657,48	5364,35	3428,3	12,4975	10158,78	7159,51	3790,7	12,912

4.4.C	F= 15000 mN				F= 20000 mN			
	N	Fm (mN)	hm (nm)	Hv (Vickers)	S (mN/nm)	Fm (mN)	hm (nm)	Hv (Vickers)

CAPÍTULO IV: RESULTADOS Y ANÁLISIS.

1	15189,64	10131,53	4999,7	10,8578	20206,07	10260,84	6590,6	18,1227
10	15212,24	10613,37	4940,1	16,2998	20190,54	11125,5	6552	19,3238
20	15154,67	10792	4917,6	17,2352	20171,68	11422,32	6553,1	18,4022
30	15161,35	10875,64	4919,5	16,679	20119,06	11570,26	6546,6	19,1705
40	15196,63	10953,83	4931,3	17,3039	20201,32	11681,6	6582,5	19,3715
50	15129,07	11001,17	4910	17,2634	20123,5	11768,71	6562,6	18,7157
60	15120,33	11033,7	4907,4	17,0554	20178,31	11843,34	6588,5	18,9812
70	15129,31	11062,67	4910,8	16,9957	20202,77	11895,87	6604,8	19,3359
80	15190,32	11100,15	4930,9	16,8091	20108,58	11939,02	6580,4	19,5079
90	15138,74	11114,86	4916,1	18,038	20126,22	11986,08	6594,4	19,9397
100	15107,87	11144,7	4906,4	17,5295	20124,34	12030,98	6594,4	19,2035

En las **Figuras 4.2, 4.3, 4.4 y 4.5** se observan las curvas de dureza Martens (HM) y Vickers (Hv) vs número de ciclos (N) para las diferentes cargas máximas aplicadas de 1.000 mN a 20.000 mN, utilizando el método Martens y Tangente e indentadores de geometría piramidal y esférica, obtenida de los datos experimentales de la microindentación instrumentada realizada. A su vez se observa en la **Figura 4.2** que para las cargas entre 1.000 mN a 10.000 mN la propiedad casi no varía manteniéndose constante. A partir de los 15.000 mN se nota un aumento aproximándose a los 100.000 Mpa y para 20.000 mN alcanza valores de 554.390 Mpa por indentador Vickers, mientras que en la **Figura 4.3** con el indentador esférico se observa que la propiedad alcanza valores de 66.814 Mpa con el método Martens.

En la **Figura 4.4 y 4.5** se observa la dureza Vickers (Hv) vs número de ciclos (N) para las diferentes cargas máximas aplicadas de 1.000 mN a 20.000 mN, utilizando el método Tangente bajo un indentador Vickers y esférico. Para bajas cargas el valor de la dureza se mantiene prácticamente constante, no produce efecto significativo alguno sobre el mismo y, para la cargas aplicadas a partir de los 15.000 mN se visualiza un aumento en la dureza del material de hasta 2.296 Hv con indentador Vickers, mientras que para el indentador esférico, para la mayor carga de 20.000 mN se observa un aumento en la dureza de 3,8 Hv.

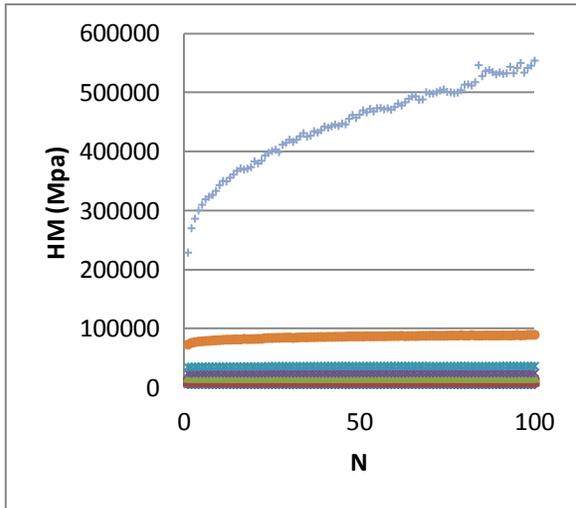


Figura 4. 2 Curva HM (Mpa) contra el número de ciclos (N) obtenidas por microindentación Vickers (Acero AISI 1020) carga máxima constante método Martens.

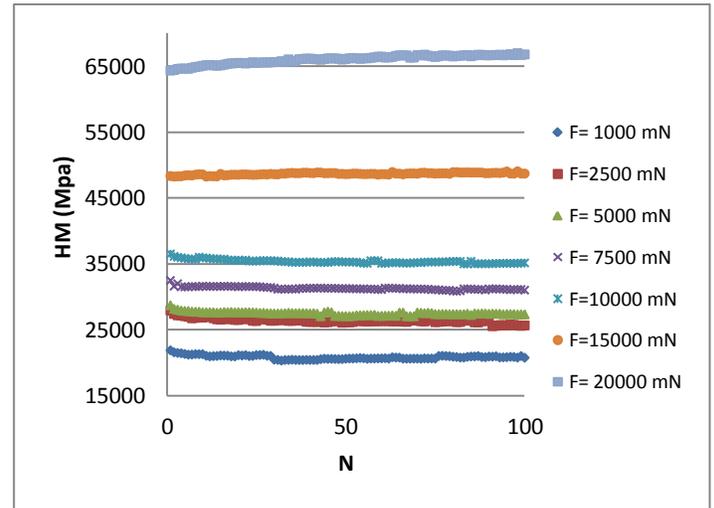


Figura 4. 3 Curva HM (Mpa) vs número de ciclos (N) obtenidas por microindentación esférica (Acero AISI 1020) carga máxima constante método Martens.

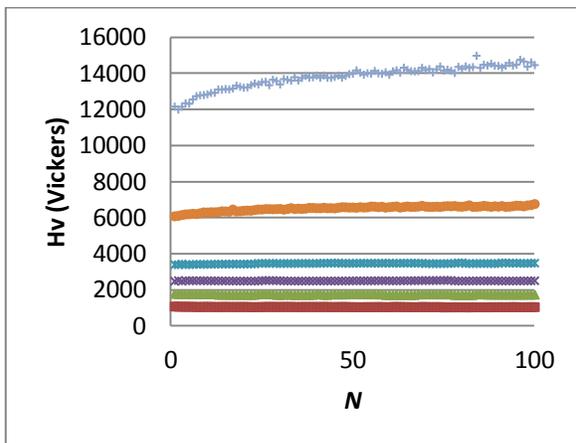


Figura 4. 4 Dureza Vickers (H_v) vs número de ciclos (N) obtenidas por microindentación Vickers (Acero AISI 1020) carga máxima constante método Tangente.

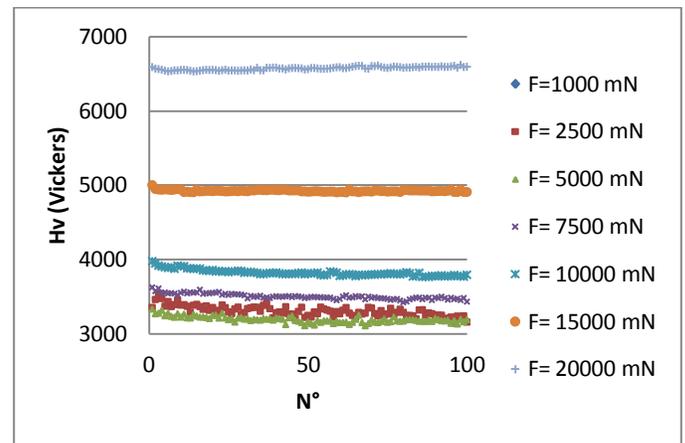


Figura 4. 5 Dureza Vickers (H_v) vs número de ciclos (N) obtenidas por microindentación esférica (Acero AISI 1020) carga máxima constante método Tangente.

En las **Figuras 4.6 y 4.7** se presentan gráficamente los valores de profundidad máxima (h_m) contra el número de ciclos con penetrador Vickers, por método Martens y

CAPÍTULO IV: RESULTADOS Y ANÁLISIS.

Tangente respectivamente (valores en tablas 4.1 y 4.2). Para la mayor carga aplicada de 20.000 mN se obtiene una diferencia de profundidad entre la indentación final y la inicial de 921,73 nm (método Martens) y 1443 nm (método Tangente).

Mientras que en las **Figuras 4.8 y 4.9** se visualizan los parámetros nombrados anteriormente por microindentación instrumentada con penetrador esférico, por método Martens y Tangente respectivamente (valores en tablas 4.3 y 4.4). Para la mayor carga aplicada de 20.000 mN se obtiene una diferencia de profundidad entre la indentación final y la inicial de 1770,14 nm para ambos métodos.

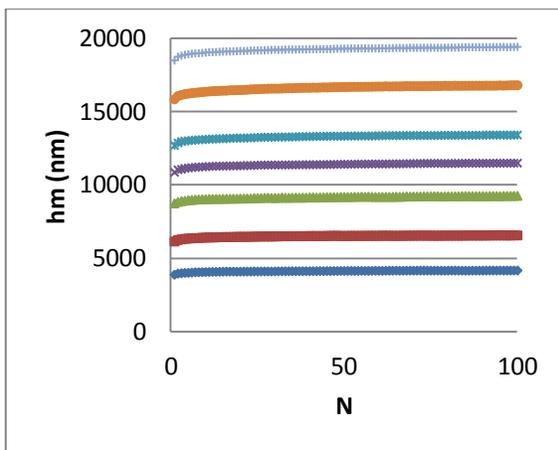


Figura 4. 6 Curva profundidad máxima h_m (nm) vs número de ciclos (N) obtenidas por microindentación Vickers (Acero AISI 1020) carga máxima constante método Martens.

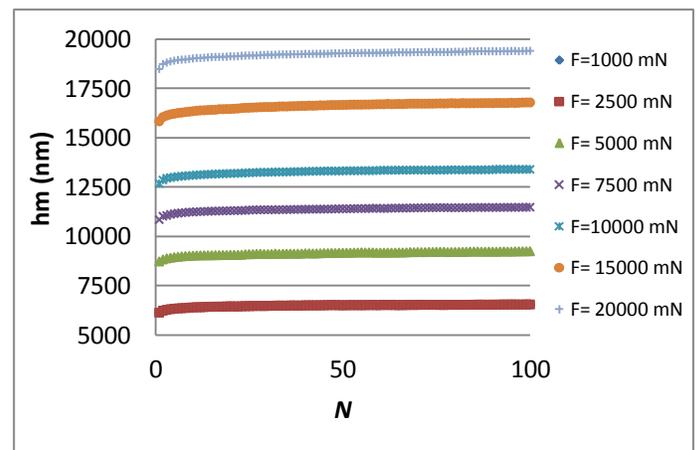


Figura 4. 7 Curva profundidad máxima h_m (nm) vs número de ciclos (N) obtenidas por microindentación Vickers (Acero AISI 1020) carga máxima constante método Tangente.

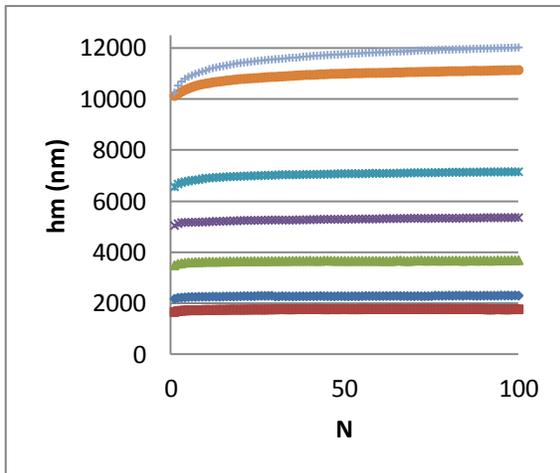


Figura 4. 8 Curva profundidad máxima hm (nm) vs número de ciclos N obtenidas por microindentación con penetrador esférico (Acero AISI 1020) carga máxima constante método Martens.

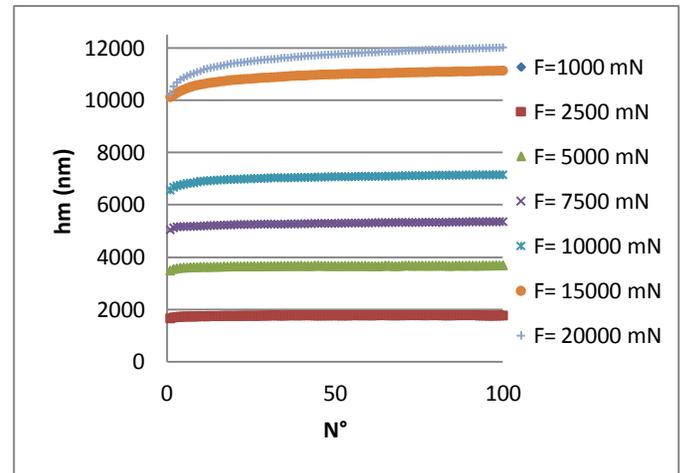


Figura 4. 9 Curva profundidad máxima hm vs número de ciclos (N) obtenidas por microindentación con penetrador esférico (Acero AISI 1020) carga máxima constante método Tangente.

En la **Figura 4.10** se muestra la recta de mejor ajuste para los puntos representativos de la pendiente de la curva de descarga (S) vs número de ciclos (N) para las diferentes cargas máximas aplicadas de 1.000 mN a 20.000 mN, utilizando el método Tangente e indentador de geometría esférica, donde se puede observar como la pendiente va en ascenso a medida que transcurre el ciclaje, mostrándose para la carga máxima de 20.000 mN una diferencia entre el primer ciclo y el ciclo cien de $\Delta_{100-1} = 1,08$ mN/nm.

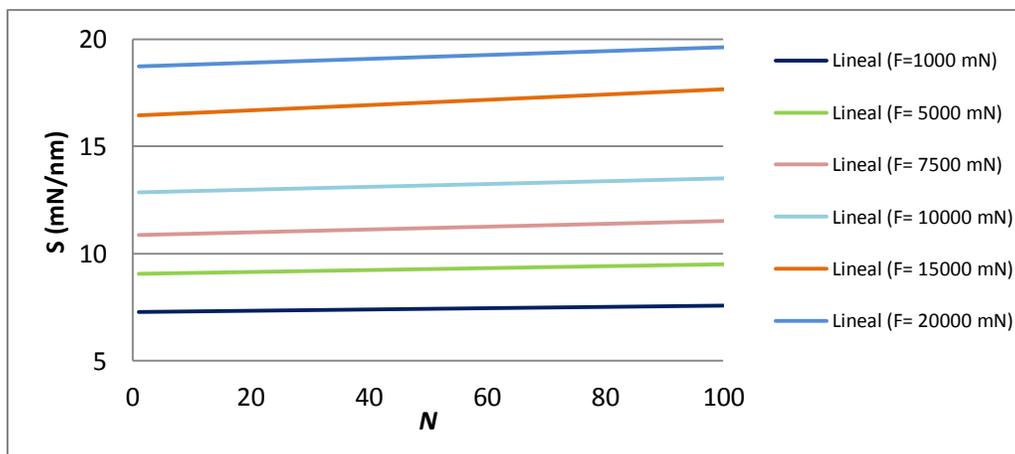


Figura 4. 10 Pendientes de la curva de descarga vs número de ciclos obtenidas por microindentación con indentador esférico (Acero AISI 1020) carga constante método Tangente.

4.1.1.2 Curvas de carga y dureza contra la profundidad máxima de indentación.

En la **Figura 4.11**, se observa la fuerza máxima (F_m) vs el desplazamiento máximo de indentación (h_m) para la carga máxima aplicada de 20.000 mN, utilizando el método Tangente con indentador Vickers, obtenida de los datos experimentales de la microindentación instrumentada realizada (**Tabla 4.2**). (Gráficas completas para todas las cargas máximas vs la profundidad de indentación se muestran en los anexos del CD-ROM en la carpeta 100ciclos en el archivo Excel Propiedades Acero 1020 con carga constante primeros 100 ciclos VICKERS en la pestaña Tangente Gráficas).

Es posible observar como en las primeras indentaciones el avance de indentación es mayor respecto a las finales, existiendo una diferencia entre la primera y segunda indentación de $\Delta h_{m(2-1)} = 250,96$ nm, mientras que entre el ultimo ciclaje 100 y el 99 es de $\Delta h_{m(100-99)} = 6,12$ nm, evidenciándose un apiñamiento al transcurrir el ciclaje.

En la **Figura 4.12** se muestra los valores de dureza Martens vs el desplazamiento máximo para la carga máxima aplicada de 20.000 mN, utilizando el método Martens con

un indentador Vickers, obtenida de los datos experimentales de la microindentación instrumentada realizada (**Tabla 4.1**). De igual manera se observa un comportamiento similar a la **Figura 4.11** donde para los primeros ciclos existe un mayor avance en la profundidad, mientras que para los ciclos finales, ocurre un apiñamiento, observándose directamente en esta gráfica, un aumento en su dureza de un 18,9%. (Gráficas completas para todas las cargas máximas vs la profundidad de indentación se muestran en los anexos del CD-ROM en la carpeta 100ciclos en el archivo Excel Propiedades Acero 1020 con carga constante primeros 100 ciclos VICKERS en la pestaña Martens Gráficas)

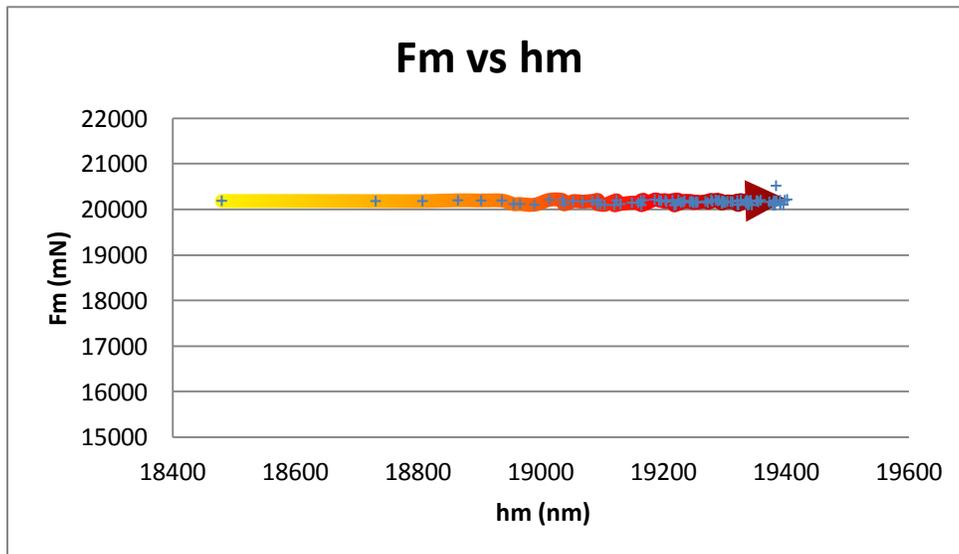


Figura 4. 11 Fuerza máxima F_m (20.000 mN) vs el desplazamiento máximo h_m (nm) obtenidas por microindentación con indentador Vickers (Acero AISI 1020) carga máxima constante método Tangente a 100 ciclos.

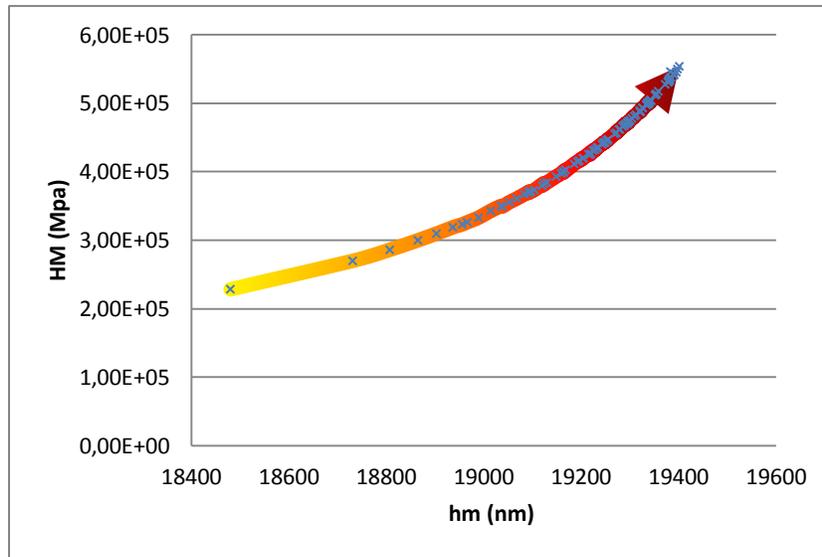


Figura 4. 12 Dureza Martens (20.000 mN) vs el desplazamiento máximo hm (nm) obtenidas por microindentación Vickers (Acero AISI 1020) carga máxima constante método Martens a 100 ciclos.

4.1.2.2 Tasa de endurecimiento por deformación según variación de la profundidad de indentación respecto al número de ciclos.

A continuación se presenta las **Tabla 4.5 y 4.6**, donde se refleja los datos obtenidos de la derivación cada diez (10) ciclos de la profundidad de indentación respecto al número de ciclos con indentador piramidal y esférico respectivamente, por cada una de las cargas empleadas para llevar a cabo los ensayos. (Las tablas completas se presentan en el (CD-ROM anexo en la carpeta 100ciclos en el archivo Excel Propiedades Acero 1020 con carga constante primeros 100 ciclos VICKERS en la pestaña Martens).

CAPÍTULO IV: RESULTADOS Y ANÁLISIS

Tabla 4. 5 Valores de la derivada de endurecimiento por deformación respecto al número de ciclos bajo indentador Vickers.

N	dhm/dN (nm/N)						
	F=1000 mN	F=2500 mN	F= 5000 mN	F= 7500 mN	F=10000 mN	F= 15000 mN	F=20000 mN
1	0,0317535	0,01765077	0,00926704	0,00530113	0,01455846	0,01328618	0,00804925
10	0,03033668	0,0169349	0,00896793	0,00512123	0,01410032	0,01287353	0,00782535
20	0,03013569	0,01679004	0,00893111	0,00509035	0,01399841	0,01278628	0,00778119
30	0,0300055	0,0167276	0,00888868	0,00507017	0,0139358	0,01270977	0,00774909
40	0,02991141	0,01665841	0,00885103	0,00506027	0,01389108	0,01266925	0,0077322
50	0,02982019	0,01665178	0,00882663	0,00504757	0,01386213	0,01262908	0,00771871
60	0,02970735	0,01662892	0,00882055	0,00504	0,01383146	0,012604	0,00771038
70	0,02963654	0,0166025	0,00879308	0,00502906	0,01382178	0,01258358	0,00769746
80	0,02964778	0,01658713	0,00878781	0,00502618	0,01380279	0,01257189	0,00768974
90	0,02963441	0,01656958	0,00877307	0,00501745	0,01379807	0,01256405	0,00767877
100	0,02956437	0,01655144	0,00875406	0,00501397	0,01378368	0,01253821	0,00767076

Tabla 4. 6 Valores de la derivada de endurecimiento por deformación respecto al número de ciclos bajo indentador esférico.

N	dhm/dN (nm/N)						
	F=1000 mN	F=2500 mN	F= 5000 mN	F= 7500 mN	F=10000 mN	F= 15000 mN	F= 20000 mN
1	1,2697E-07	9,3921E-08	1,165E-07	2,5107E-07	5,1771E-07	8,51125108	6,12722452
10	1,267E-07	9,3573E-08	1,1618E-07	2,5144E-07	5,1988E-07	8,54734461	6,1188301
20	1,2681E-07	9,3779E-08	1,1641E-07	2,5116E-07	5,1821E-07	8,51255617	6,12424769
30	1,2703E-07	9,3749E-08	1,1637E-07	2,512E-07	5,184E-07	8,50344577	6,13104871
40	1,2691E-07	9,3749E-08	1,164E-07	2,5125E-07	5,1862E-07	8,50424316	6,12377817
50	1,2682E-07	9,373E-08	1,1627E-07	2,5128E-07	5,1893E-07	8,51185638	6,11375118
60	1,2698E-07	9,3728E-08	1,1635E-07	2,5129E-07	5,1919E-07	8,52203455	6,12378247
70	1,268E-07	9,3644E-08	1,1623E-07	2,5135E-07	5,1939E-07	8,53530696	6,11846557
80	1,2695E-07	9,3681E-08	1,1624E-07	2,514E-07	5,1963E-07	8,53067847	6,11579247
90	1,267E-07	9,3573E-08	1,1618E-07	2,5144E-07	5,1988E-07	8,54734461	6,1188301
100	1,2671E-07	9,3551E-08	1,1617E-07	2,5149E-07	5,2004E-07	8,55306818	6,11530096

En las **Figura 4.13 y 4.14** se muestran gráficamente el comportamiento de la tasa de endurecimiento por deformación vs el número de ciclos, obtenidos de los ensayos realizados a carga constante a través de microindentación instrumentada con penetradores de geometría piramidal Vickers y esférico respectivamente.

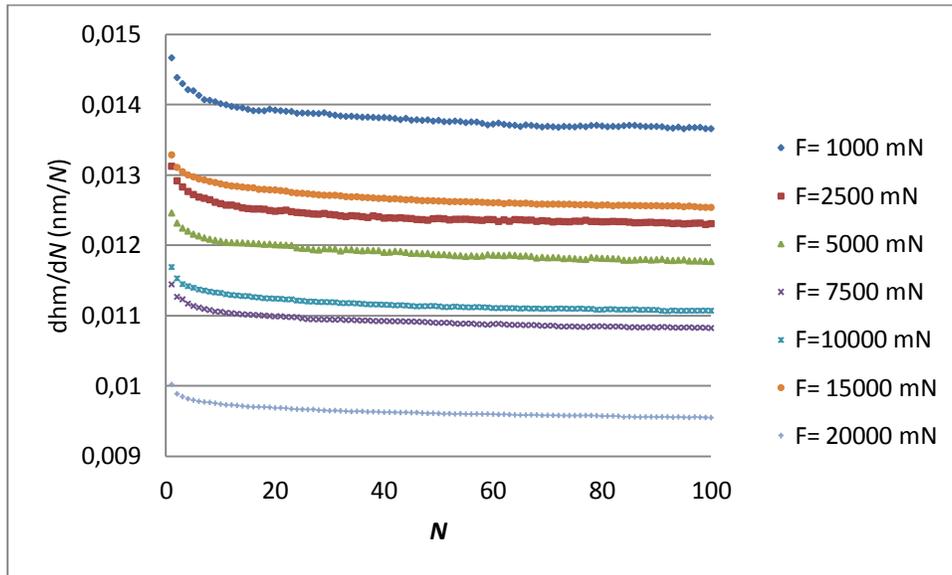


Figura 4. 13 Tasa de endurecimiento Vickers en función del número de ciclos vs el número de ciclos para carga constante con indentador Vickers.

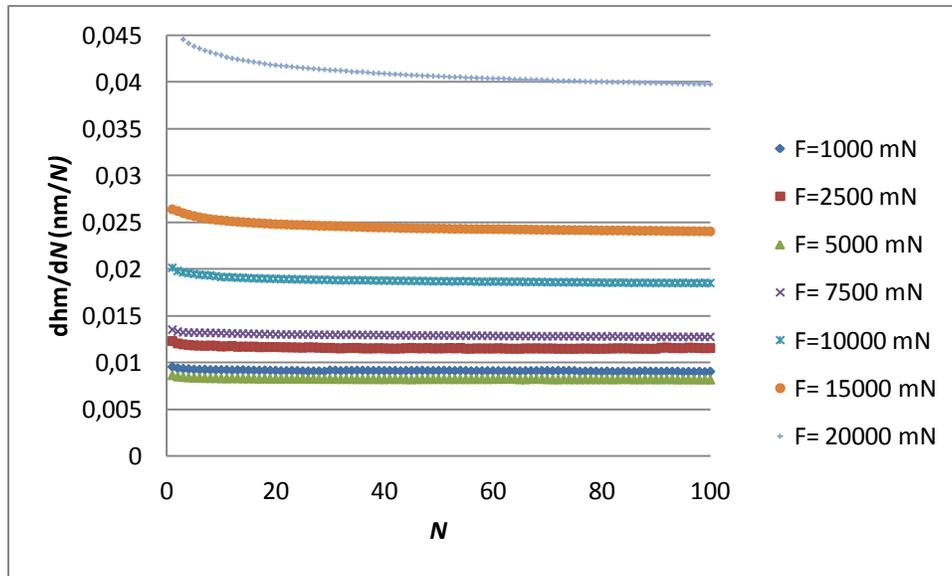


Figura 4. 14 Tasa de endurecimiento Vickers en función del número de ciclos vs el número de ciclos para carga constante con indentador esférico.

Es posible observar que para cada una de las cargas máximas, se presenta un comportamiento donde en los primeros ciclos se ve una variación notoria, dicha variación disminuye a medida que transcurre el proceso de indentación, donde en los ciclos finales se visualiza que esta variación tiende a un comportamiento de estabilización. Lo que nos indica que inicialmente existe un avance en la velocidad de profundidad de indentación entre las dos primeros ciclos para indentador Vickers de $\Delta hm_{2-1} = -1,067 \cdot 10^{-4} \text{ nm/N}$, mientras que para indentador esférico de $\Delta hm_{2-1} = -1,615 \cdot 10^{-4} \text{ nm/N}$; luego este crecimiento tiende a disminuir y estabilizarse respecto a la carga aplicada mostrando una diferencia entre el ciclo 100 y el 90 de $\Delta hm_{100-90} = -1,8978 \cdot 10^{-5} \text{ nm/N}$ para indentador piramidal, y $\Delta hm_{100-90} = -1,44 \cdot 10^{-4} \text{ nm/N}$ y para el esférico.

4.1.2 Microindentación a carga progresiva.

En las **Tablas 4.6 y 4.7**, se presentan las mediciones del ensayo de indentación con penetrador de geometría piramidal (Vickers) realizado sobre la placa de acero al carbono AISI 1020, bajo los métodos Martens y Tangente respectivamente, en ellas se especifica el valor de dureza (HM), fuerza máxima (Fm), profundidad máxima de indentación (hm). Estos ensayos fueron realizados empleando como carga máxima de indentación 20.000mN, descargando a una carga mínima de contacto de 10 mN.

Los valores que se presentan en cada una de las tablas a continuación, son resultados a cada 10 ciclos con el fin de visualizar los cambios cuantitativos en la evolución de cada uno de los parámetros de microindentación instrumentada. Los valores completos se visualizarán en la carpeta 1000 ciclos, en el archivo Excel Propiedades Acero 1020 con carga progresiva 1000 ciclos VICKERS en la pestaña Martens y en la pestaña Tangente.

Tabla 4. 7 Valores del ensayo de indentación Vickers (acero AISI 1020) a carga progresiva método Martens.

4.7.A	V= 25.000 mN/min			V= 50.000 mN/min		
N	HM (Mpa)	Fm (mN)	hm (nm)	HM (Mpa)	Fm (mN)	hm (nm)
1	5572,4	3501,59	3501,59	5654,9	1038,6	3555
10	6075,6	3856,51	3856,51	6113,5	1207,04	3904,63
20	6595,4	4190,39	4190,39	6627,3	1394,91	4255,28
30	7137,4	4522,95	4522,95	7123,2	1579,65	4576,82
40	7626,3	4809,35	4809,35	7619,4	1767,13	4883,7
50	8159,3	5094,73	5094,73	8128,2	1964,18	5195,85
60	8664	5362,97	5362,97	8588,7	2143,94	5467,65
70	9130,3	5632,53	5632,53	9101,5	2346,66	5765,73
80	9635,2	5896,85	5896,85	9598,9	2538,36	6021,95
90	10129	6148,32	6148,32	10049	2721,54	6286
100	10588	6393,25	6393,25	10493	2906,27	6559,87

CAPÍTULO IV: RESULTADOS Y ANÁLISIS

4.7.B	V= 100.000 mN/min			V= 200.000 mN/min		
	N	HM (Mpa)	Fm (mN)	hm (nm)	HM (Mpa)	Fm (mN)
1	5709,2	1068,26	3640,7	5838,6	1122,36	3770,14
10	6117,8	1226,68	3985,42	6207,5	1282,86	4150,45
20	6719,2	1438,17	4354,74	6709,5	1462,98	4468,82
30	7157	1606,61	4657,22	7424,1	1703,73	4808,45
40	7623	1782,58	4943,7	7637,9	1817,32	5074,18
50	8139,6	1973,96	5224,48	8300,8	2059,2	5413,42
60	8658	2172,76	5514,58	8723,2	2230,14	5684,66
70	9241,8	2388,31	5787,94	9114,5	2391,02	5938,25
80	9724,1	2575,11	6036,88	9785,1	2632,87	6211,47
90	10166	2750,26	6273,28	10224	2809,6	6461,12
100	10636	2931,09	6495,63	10645	2981,07	6704,72

4.7.C	V= 250.000 mN/min			V= 300.000 mN/min		
	N	HM (Mpa)	Fm (mN)	hm (nm)	HM (Mpa)	Fm (mN)
1	5948,8	1194,01	3990,83	6030,4	1178,62	3852,83
10	6056,9	1289,23	4321,32	6171	1299,41	4257,72
20	6675,2	1501,94	4672,78	6642,6	1462,14	4528,7
30	7272,7	1709,49	4982,03	7273,5	1693,8	4913,34
40	7603,1	1838,83	5202,48	8056,3	1947,57	5198,98
50	8174,3	2047,88	5499,46	8252	2057,6	5457,94
60	8783,5	2263,35	5759,99	9006,8	2318,81	5751,42
70	9302,4	2466,49	6050,14	9392,6	2479,66	6004,33
80	9625,1	2605,74	6281,65	9670,7	2598,01	6193,8
90	10182	2816,69	6544,11	10464	2879,77	6478,38
100	10743	3027,8	6791,95	10788	3022,8	6711,7

Tabla 4. 8 Valores del ensayo de indentación Vickers (acero AISI 1020) a carga progresiva método Tangente.

4.8.A	V= 25.000 mN/min				V= 50.000 mN/min			
N	Fm (mN)	hm (nm)	Hv (Vickers)	S (mN/nm)	Fm (mN)	hm (nm)	Hv (Vickers)	S (mN/nm)
1	1011,34	3501,59	602,81	3,7068	1038,6	3555	610,07	3,9602
10	1188,32	3856,51	662,18	3,5254	1207,04	3904,63	661,62	3,8791
20	1372,68	4190,39	714,47	4,0249	1394,91	4255,28	720,38	3,8471
30	1569,63	4522,95	770,82	4,3992	1579,65	4576,82	773,16	4,026
40	1750,36	4809,35	824,77	4,3773	1767,13	4883,7	826,37	4,0989
50	1946,54	5094,73	881,4	4,5082	1964,18	5195,85	880,24	4,2569
60	2136,61	5362,97	934,11	4,675	2143,94	5467,65	928,17	4,4041
70	2321,22	5632,53	986,12	4,5753	2346,66	5765,73	981,97	4,5518
80	2517,38	5896,85	1038,6	4,8299	2538,36	6021,95	1035,6	4,4739
90	2710,09	6148,32	1091	4,7921	2721,54	6286	1082	4,5852
100	2893,64	6393,25	1138,1	4,8973	2906,27	6559,87	1124,6	4,9297

4.8.B	V= 100.000 mN/min				V= 200.000 mN/min			
N	Fm (mN)	hm (nm)	Hv (Vickers)	S (mN/nm)	Fm (mN)	hm (nm)	Hv (Vickers)	S (mN/nm)
1	1068,26	3640,7	614,76	3,9084	N/A	N/A	N/A	N/A
10	1226,68	3985,42	664,04	3,6718	N/A	N/A	N/A	N/A
20	1438,17	4354,74	731,65	3,5991	N/A	N/A	N/A	N/A
30	1606,61	4657,22	774,19	4,2056	1694,64	4808,45	795,94	4,6212
40	1782,58	4943,7	826,22	4,1963	1926,58	5074,18	822,48	4,4276
50	1973,96	5224,48	880,55	4,2896	2060,11	5413,42	894,83	4,3825
60	2172,76	5514,58	937,95	4,2518	2231,64	5684,66	935,85	4,7678
70	2388,31	5787,94	998,43	4,4447	2473,01	5938,25	977,24	4,8896
80	2575,11	6036,88	1047,7	4,6108	2650,85	6211,47	1048,2	4,8879
90	2750,26	6273,28	1092,1	4,8853	2813,38	6461,12	1092	5,1921
100	2931,09	6495,63	1139,9	5,0602	2982,62	6704,72	1137	5,1189

CAPÍTULO IV: RESULTADOS Y ANÁLISIS

4.8.C	V= 250.000 mN/min				V= 300.000 mN/min				
	N	Fm (mN)	hm (nm)	Hv (Vickers)	S (mN/nm)	Fm (mN)	hm (nm)	Hv (Vickers)	S (mN/nm)
	1	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A
	10	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A
	20	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A
	30	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A
	40	1838,83	5202,48	815,88	4,5668	N/A	N/A	N/A	N/A
	50	2047,88	5499,46	875,54	4,8704	2057,6	5457,94	886,14	4,7327
	60	2263,35	5759,99	939,41	5,0438	2318,81	5751,42	968,08	4,7028
	70	2466,49	6050,14	994,79	5,1126	2479,66	6004,33	1007	4,8958
	80	2605,74	6281,65	1029	5,0092	2598,01	6193,8	1035,8	4,9691
	90	2816,69	6544,11	1086,2	5,1708	2879,77	6478,38	1119,7	5,0637
	100	3027,8	6791,95	1146,1	5,118	3022,8	6711,7	1152,9	5,1156

En las **Figura 4.15, Figura 4.16 y Figura 4.17**, se observan las curvas de dureza Martens (HM [MPa]) fuerza máxima (Fm [mN]) y profundidad máxima de indentación (hm [nm]) contra el número de ciclos (*N*) respectivamente, utilizando el método Martens, bajo indentador Vickers, obtenida de los datos experimentales de la microindentación instrumentada realizada.

En las **Figura 4.18, Figura 4.19, Figura 4.20 y Figura 4.21** se observan las curvas de fuerza máxima (Fm [mN]), profundidad máxima de indentación (hm [nm]), la dureza Vickers (Hv [Vickers]) y la pendiente de la curva de descarga (S [nm/min]) vs número de ciclos (*N*), utilizando el método Tangente e indentador Vickers, obtenida de los datos experimentales de la microindentación instrumentada realizada.

Por la similitud en el comportamiento encontrada en los gráficos tanto en método Martens como en Tangente respecto al indentador de geometría esférica, dichos resultados son presentados como anexos (apéndice A1) a esta investigación. Cada una de las gráficas han sido construidas empleando variaciones de la velocidad de carga, desde 25.000 hasta

300.000 mN/min, manteniendo la carga máxima de indentación en 20.000 mN para 1000 ciclos.

A su vez se observa que para las diferentes velocidades aplicadas las propiedades parecieran no variar como consecuencia de la velocidad de aplicación de carga. Sin embargo en la presente investigación es difícil de determinar un por qué en el comportamiento del material producto de las variaciones en la velocidad de carga, debido al no haber encontrado investigaciones realizadas previamente empleando variación de velocidad de carga, a carga máxima de indentación constante, aunque se podría emplear variaciones de velocidad, variaciones de carga máxima e incluso realizar pruebas con otro tipo de indentadores, a fin de poder determinar alguna variación o cambio sobre las propiedades del material dependientes de la velocidad de aplicación de carga.

En la **Figura 4.16** se aprecia la gráfica de carga (F_m contra el número de ciclos (N)) empleando indentador Vickers, sabiendo que el ensayo fue realizado con la variación de la velocidad de carga mas no variando la carga máxima alcanzada de 20.000 mN a 1000 ciclos, como ya se dijo a comienzos del capítulo, sólo se emplearan las primeras 100 indentaciones para los análisis, lo que implica que a 100 ciclos, la carga de indentación debería ser de 3.000mN y, si se observa en la gráfica, todos los valores coinciden, a excepción de la carga para la velocidad de 25.000 mN/min que está por encima de los 3.000mN, y como consecuencia directa, será la variación en los resultados, y alteraciones que evitará realizar comparaciones bajo esa velocidad de carga.

Se podría de igual forma indicar que el comportamiento del material a medida que la carga aplicada va en aumento progresivo el mismo presenta cambios, pero no los presenta con las variaciones de velocidad, las variaciones en sus propiedades varían prácticamente del mismo modo para las diferentes velocidades de aplicación de la carga.

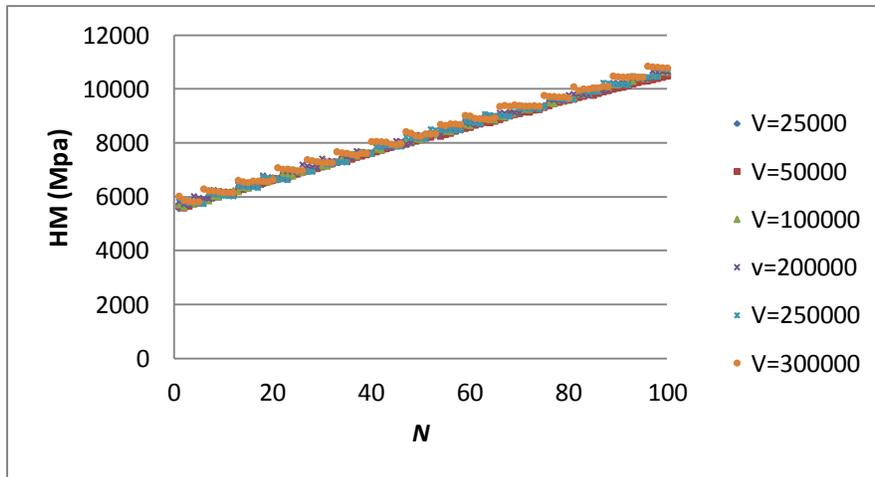


Figura 4. 15 Curva HM (Mpa) vs número de ciclos obtenidas por microindentación Vickers (Acero AISI 1020) carga Progresiva método Martens.

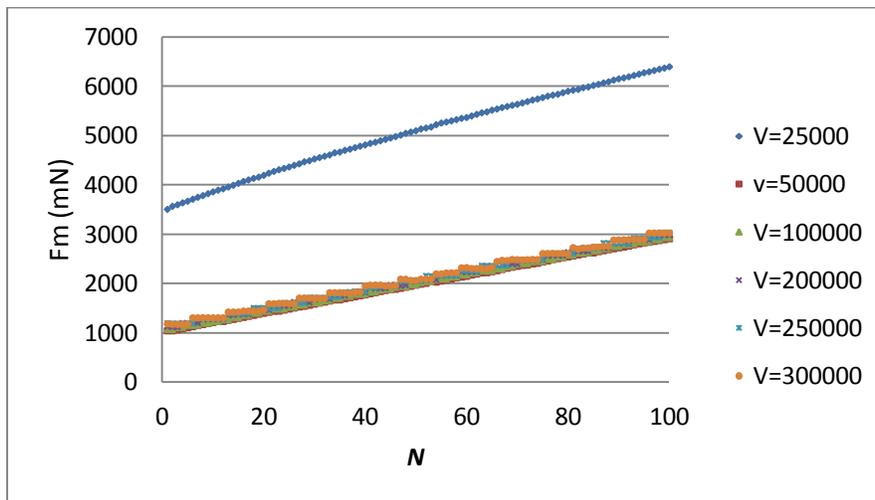


Figura 4. 16 Fuerza máxima Fm (mN) vs número de ciclos obtenidas por microindentación Vickers (Acero AISI 1020) carga Progresiva método Martens

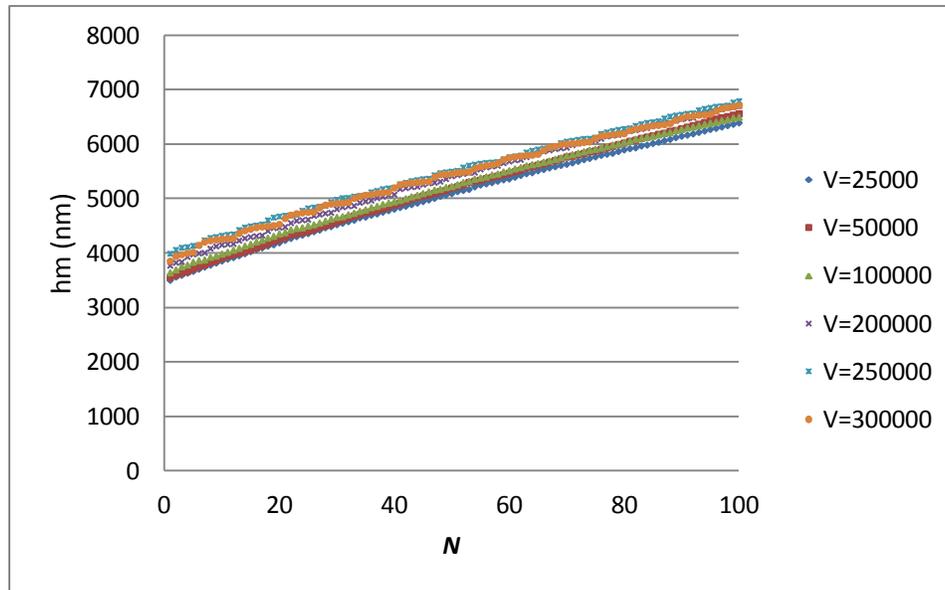


Figura 4. 17 Profundidad máxima h_m (nm) vs número de ciclos obtenidas por microindentación Vickers (Acero AISI 1020) carga Progresiva método Martens.

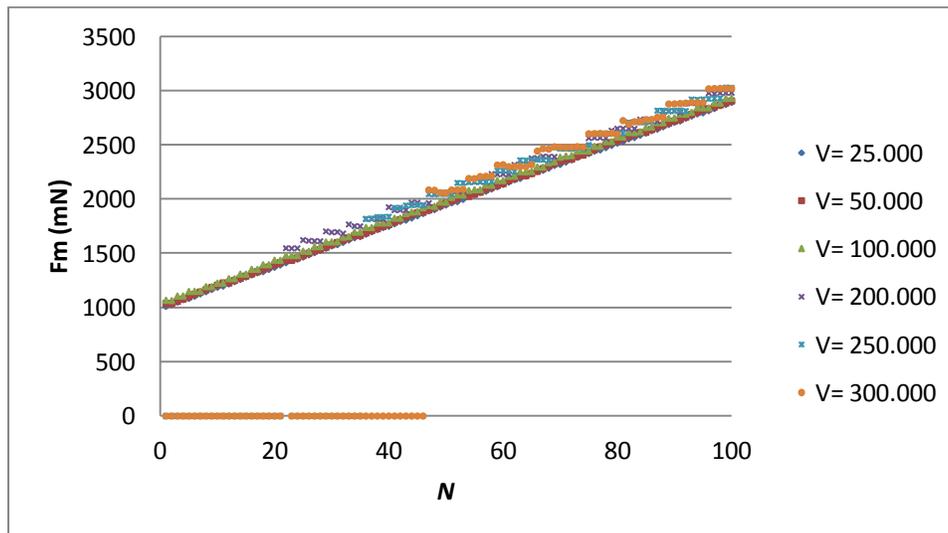


Figura 4. 18 Fuerza máxima F_m (mN) vs número de ciclos obtenidas por microindentación Vickers (Acero AISI 1020) carga Progresiva método Tangente.

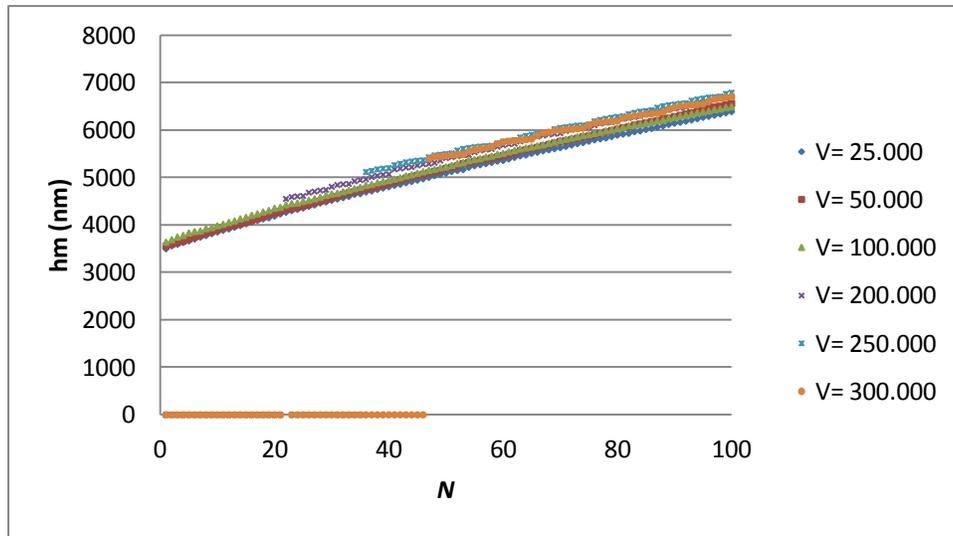


Figura 4. 19 Profundidad máxima h_m (nm) vs número de ciclos obtenidas por microindentación Vickers (Acero AISI 1020) carga Progresiva método Tangente.

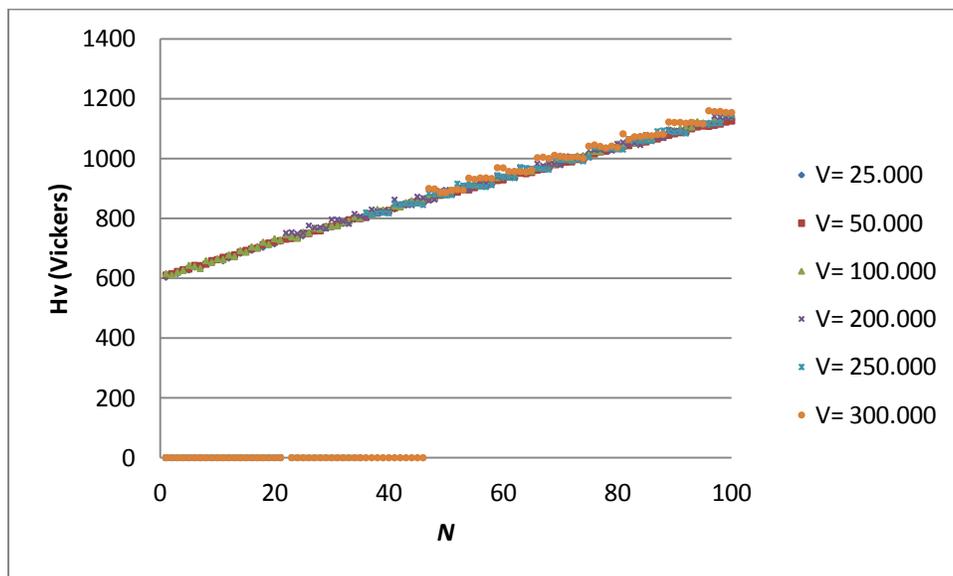


Figura 4. 20 Dureza Vickers H_v . (Vickers) vs número de ciclos N obtenidas por microindentación Vickers (Acero AISI 1020) carga progresiva método Tangente.

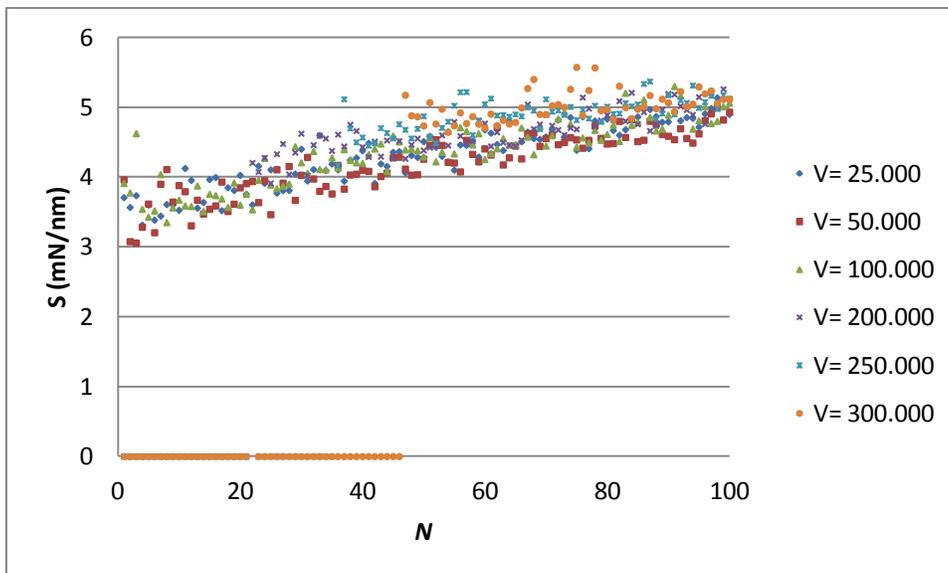


Figura 4. 21 Pendiente de la curva de descarga S . (mN/nm) vs número de ciclos N obtenidas por microindentación Vickers (Acero AISI 1020) carga progresiva método Tangente.

4.1.3 Modelo matemático representativo de la evolución de la dureza sobre el acero AISI 1020.

A continuación se muestra las gráficas donde se aprecia la evolución de la dureza Vickers empleando un indentador Vickers utilizando el método Tangente. El objetivo de este estudio es poder plantear un modelo matemático que nos permita estimar la evolución de la dureza Vickers de un elemento mecánico, conociendo la carga máxima de aplicación (F_m) y el número de ciclos (N).

4.1.3.1 Estimación de la dureza para un indentador Vickers carga máxima constante.

Como se muestra en la **Figura 4.22** se obtienen lo que serían las curvas de mejor ajuste de la dureza Vickers (H_v) ciclo a ciclo dividida entre la dureza Vickers inicial (H_{v_0}) con el fin de normalizar, ya que se obtiene que los valores de dureza son afectados directamente por el valor de la carga aplicada. Con esta ecuación normalizada, se podría realizar comparaciones con otro tipo de materiales que sean estudiados bajo condiciones similares. En el presente estudio las curvas de mejor ajuste resultaron ser de forma potencial ($H_v/H_{v_0}=aN^b$), para la evolución de la dureza en el acero al carbono AISI 1020. Para la estimación, fueron estudiadas solo las cargas superiores e iguales a los 10.000 mN, ya que son las que evidencian una variación en la dureza del material. En las **Figuras 4.23 y 4.24** se presentan las gráficas de los puntos y curvas de mejor ajuste para los parámetros **a** y **b** respectivamente del modelo planteado, donde el factor de correlación para el parámetro **a** es de 0,9268, y el factor de correlación para el parámetro **b** fue de 0,9892, valores que en la investigación son aceptados para el desarrollo del modelo matemático

De igual forma se observó que para el indentador de geometría esférica el factor de correlación para la estimación de las curvas de mejor ajuste en los parámetros **a** y **b** de la ecuación propuesta fue bajo, por lo cual el modelo matemático planteado no fue posible desarrollarlo satisfactoriamente con este tipo de indentador, teniendo como ejemplo que para el parámetro **b** planteando una curva de mejor ajuste lineal (para continuar utilizando

el modelo planteado con indentador Vickers) se obtuvo un factor de correlación de 0,2237, este resultado se presenta en la **Figura 4.29**.

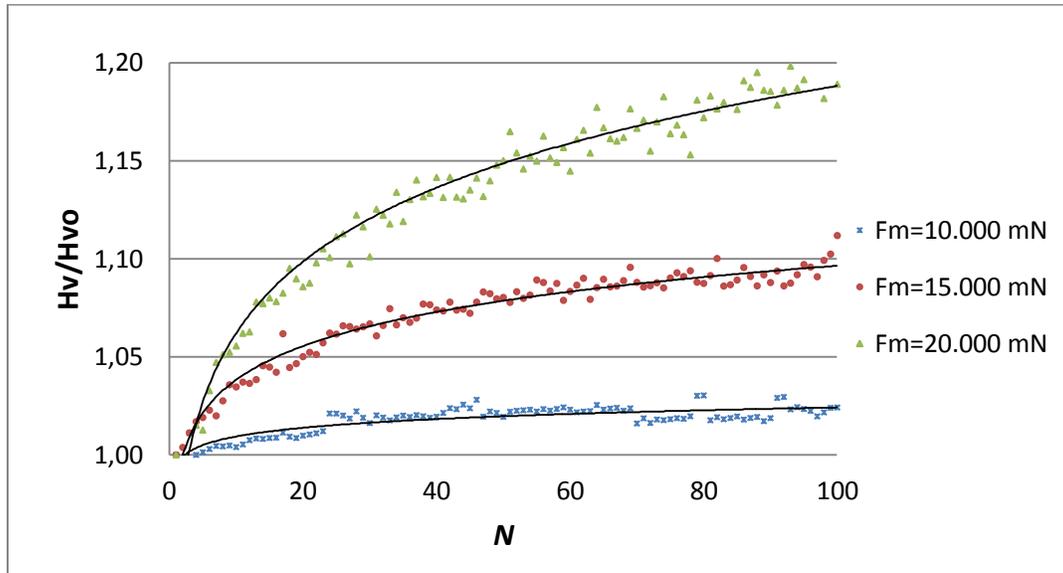


Figura 4. 22 Curva de mejor ajuste potencial para la dureza Vickers Hv (Vickers) vs número de ciclos N obtenidas por microindentación Vickers (Acero AISI 1020) carga máxima constante método Tangente.

En la **Tabla 4.9** se despliega y muestra tanto las ecuaciones de mejor ajuste para las curvas obtenidas en la **Figura 4.22**, y parámetros que serán empleados para la construcción del modelo matemático que se plantea, para la determinación analítica de la dureza Vickers por indentador Vickers.

Tabla 4. 9 Ecuaciones de mejor ajuste para la evolución de la dureza utilizando el método Tangente y un indentador Vickers.

FUERZAS (mN)	ECUACIONES ($a \cdot N^b$)	a	b
20.000	$0,9491 \cdot N^{0,048805742}$	0,9491	0,048805742
15.000	$0,983 \cdot N^{0,023729579}$	0,983	0,023729579
10.000	$0,9947 \cdot N^{0,006345507}$	0,9947	0,006345507

En las **Figuras 4.23 y 4.24** a continuación se plantea la evolución de los parámetros **a** y **b** vs las fuerzas máximas aplicadas en el ensayo, mostrando su curvas de mejor ajuste de tipo lineal, donde el factor de correlación para ambos parámetros es superior a 0,9.

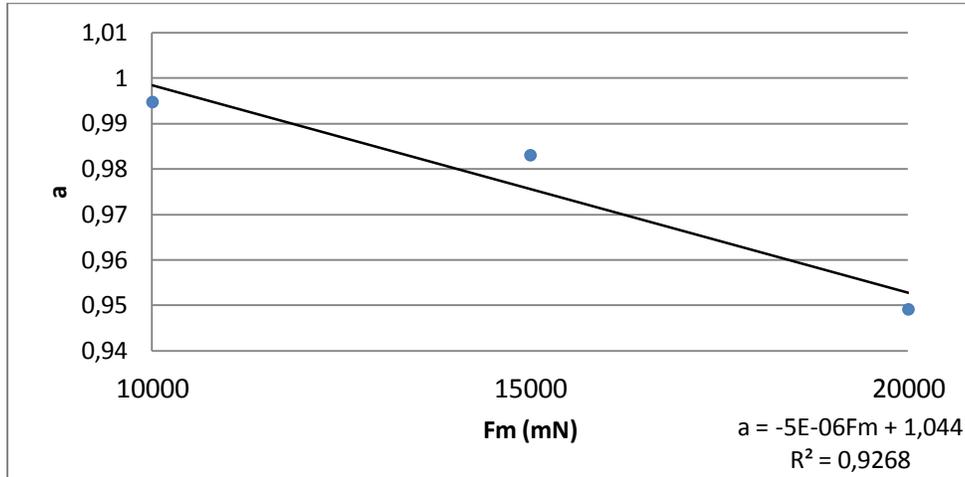


Figura 4. 23 Curva de mejor ajuste para el parámetro **a** vs las cargas aplicadas, (Acero AISI 1020) carga máxima constante método Tangente.

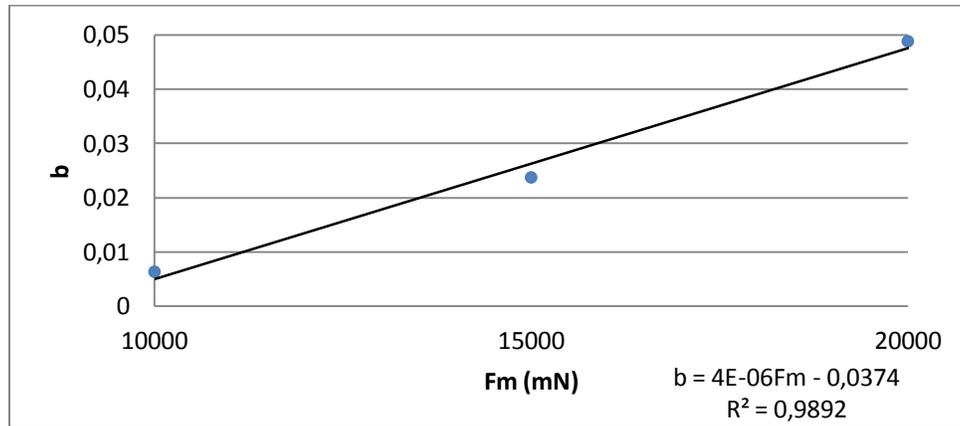


Figura 4. 24 Curva de mejor ajuste para el parámetro **b** vs las cargas aplicadas, (Acero AISI 1020) carga máxima constante método Tangente.

4.1.3.1.1 Ecuaciones obtenidas para estimar el comportamiento de la dureza normalizada sobre el acero AISI 1020 luego de aplicar daño acumulado por microindentación instrumentada (carga constante-método tangente).

Se propone la ecuación potencial de la forma:

$$\frac{Hv_N}{Hv_0} = a(N)^b \quad (4.1)$$

Para conocer los valores de **a** se muestra a continuación la ecuación que mejor se ajusta al comportamiento y variación del parámetro:

$$a = -5 \cdot 10^{-6} F_m + 1,044 \quad (4.2)$$

De igual forma para conocer la ecuación que mejor define el comportamiento de los valores del parámetro **b** tenemos:

$$b = 4 \cdot 10^{-6}(F_m) - 0,037 \quad (4.3)$$

Se observa que las ecuaciones obtenidas son rectas y poseen pendientes de poca inclinación, de igual forma se tiene que fueron obtenidas con solo tres puntos. Tales ecuaciones son funciones donde la variable independiente es la carga máxima de aplicación, parámetro de escogencia al momento de realizar el ensayo de microindentación instrumentada.

Por otra parte se tiene que el valor de la dureza inicial (Hv_0), que depende directamente del valor de carga que se le esté aplicando, luego de haber realizado los ensayos a distintas cargas máximas constante a una velocidad de carga de 300.000 mN/min, fue estimado a través de una curva de mejor ajuste a los puntos de tipo polinómica entre

Hv_0 vs F_m mostrado en la **Figuras 4.25**. Dicha curva obtenida se rige por la siguiente ecuación:

$$Hv_0 = 4 \cdot 10^{-5} F_m^2 - 0,1943 F_m + 1633,5 \quad (4.4)$$

con un factor de correlación para cada una de 0,9919. Se plantea la ecuación, de manera de determinar el modelo matemático que rige la evolución de la dureza en el material producto de las indentaciones cíclicas.

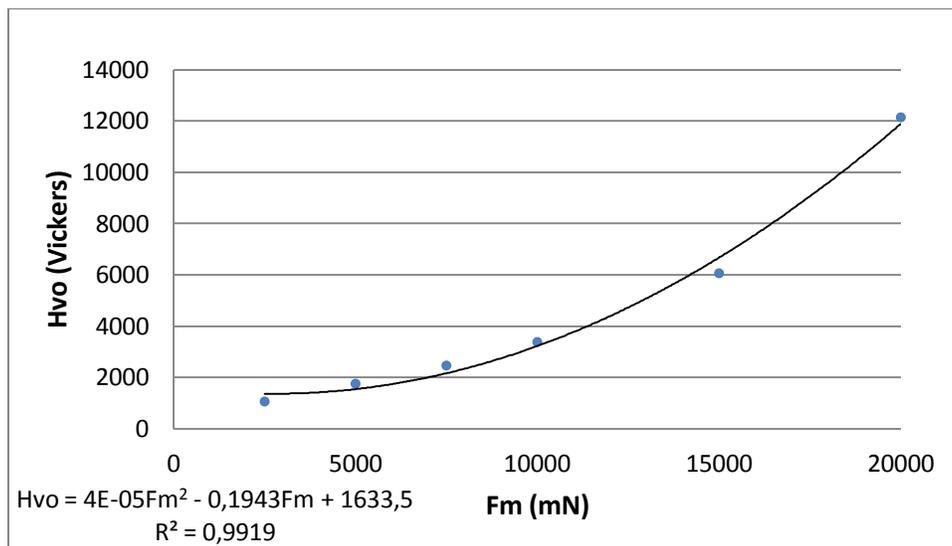


Figura 4. 25 Curva de la dureza Vickers iniciales respecto a la carga máxima aplicada, por indentador Vickers a carga máxima constante, mostrando su curva de mejor tendencia polinómica.

Por lo que la ecuación que indica el comportamiento de la dureza Vickers inicial respecto a la carga aplicada a la que es sometido el material a una velocidad de carga de 300.000 mN/min, para cada una de las curvas de mejor ajuste son:

Sustituyendo en la ecuación (4.1), la ecuación (4.2), (4.3) y (4.4), despejando el valor de dureza Vickers según la carga máxima aplicada y el número de ciclos tenemos:

$$Hv_N = [-5 * 10^{-6} Fm + 1,044 (N)^{4*10^{-6}(Fm) - 0,037}] (4 * 10^{-5} Fm^2 - 0,1943 Fm + 1633,5) \quad (4.5)$$

Una vez obtenida la fórmula, se procedió a graficar y comparar la misma contra los valores obtenidos experimentalmente, apreciándose un error promedio general (entre las cargas de 2.500 a 20.000 mN) del 12%. Para disminuir el error obtenido, se estimó un desplazamiento de la curva a -300 Vickers, con la finalidad de reducir el error obtenido en la ecuación, y poder ajustar aun más el modelo matemático.

$$Hv_N = \{[-5 * 10^{-6} Fm + 1,044 (N)^{4*10^{-6}(Fm) - 0,037}] (4 * 10^{-5} Fm^2 - 0,1943 Fm + 1633,5)\} - 300 \quad (4.6)$$

4.1.3.1.2 Cálculo del error porcentual.

Para el cálculo del error dada la ecuación propuesta, se hará una comparación entre los resultados obtenidos de forma analítica, junto a los datos obtenidos luego del proceso de microindentación instrumentada a carga máxima constante, resultados que se representan en la **Tabla 4.10**, y se manejará bajo la siguiente fórmula:

$$error\% = \frac{Hv_c - Hve}{Hv_c} * 100\% \quad (4.7)$$

Donde Hvc: dureza analítica; Hve: dureza experimental.

Tabla 4. 10 Error porcentual entre el uso de la fórmula propuesta y los datos experimentales, bajo indentador Vickers, a carga máxima constante.

N	F=10000 mN	F= 15000 mN	F=20000 mN
1	±0%	±16%	±4%
10	±0%	±18%	±10%
20	±0%	±18%	±10%
30	±1%	±17%	±10%
40	±1%	±18%	±8%
50	±1%	±18%	±9%
60	±1%	±18%	±10%
70	±1%	±18%	±9%
80	±2%	±18%	±9%
90	±1%	±18%	±9%
100	±1%	±17%	±9%
Promedio	±1%	±17%	±9%
Promedio Gral.	±8%		

Realizando un promedio de los errores obtenidos, tenemos que el promedio general en error entre los resultados calculados con la ecuación propuesta de tipo polinómica es del ±8%.

4.1.3.2 Estimación de la dureza para un indentador esférico carga máxima constante.

Como se muestra en la **Figura 4.26** se muestran las curvas de mejor ajuste para la evolución de la dureza Vickers normalizada vs el número de ciclos en el acero al carbono AISI 1020 luego del proceso de indentación cíclica mediante un indentador de geometría esférica. Se muestran las cargas iguales e inferiores a los 10.000 mN ya que son las que evidencian una variación en la dureza normalizada en el material.

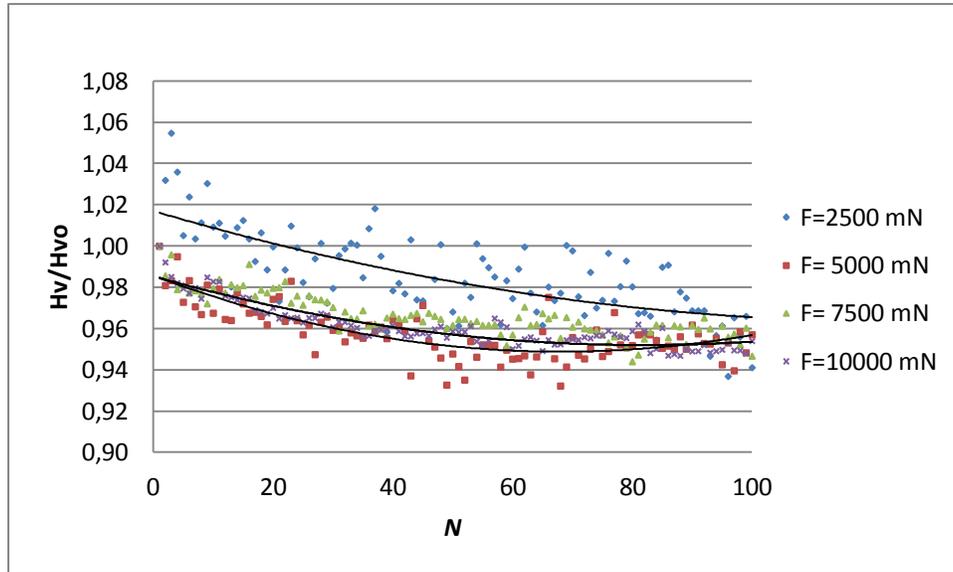


Figura 4. 26 Curva de mejor ajuste potencial para la dureza Vickers normalizada H_v/H_{v_0} vs número de ciclos (N) obtenidas por microindentación instrumentada por indentador esférico (Acero AISI 1020) carga máxima constante.

Tabla 4. 11 Ecuaciones de mejor ajuste para la evolución de la dureza utilizando el método Tangente y un indentador esférico.

FUERZAS	ECUACIONES (aN^b)	a	b
10000	$1,0009 * N^{(-0,011189433)}$	1,0009	-0,011189433
7500	$1,0021 * N^{(-0,010044568)}$	1,0021	-0,010044568
5000	$0,9964 * N^{(-0,010860969)}$	0,9964	-0,010860969
2500	$1,0453 * N^{(-0,01630414)}$	1,0453	-0,01630414

En las **Figuras 4.27 y 4.28** a continuación se plantea la evolución de los parámetros a y b vs las fuerzas aplicadas en el experimento bajo indentador esférico.

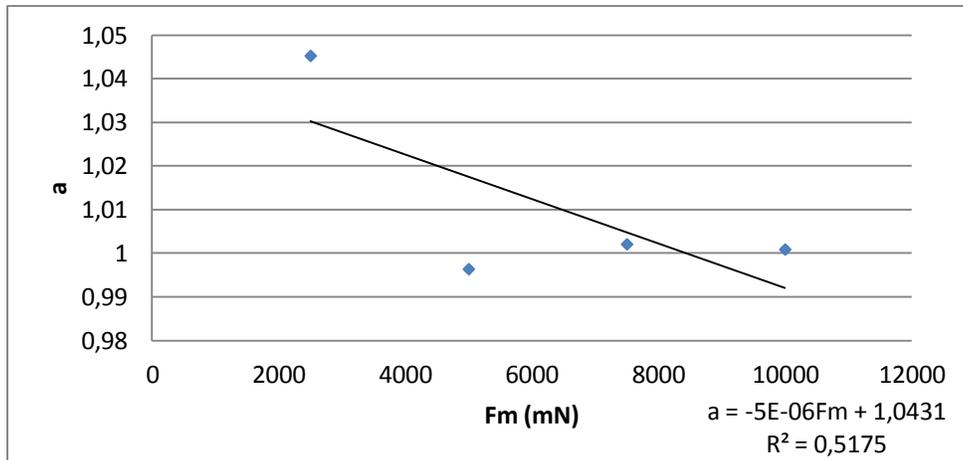


Figura 4. 27 Curva de mejor ajuste para la Dureza Vickers Hv (Vickers) vs número de ciclos N obtenidas por microindentación con indentador esférico (acero AISI 1020) carga máxima constante método Tangente.

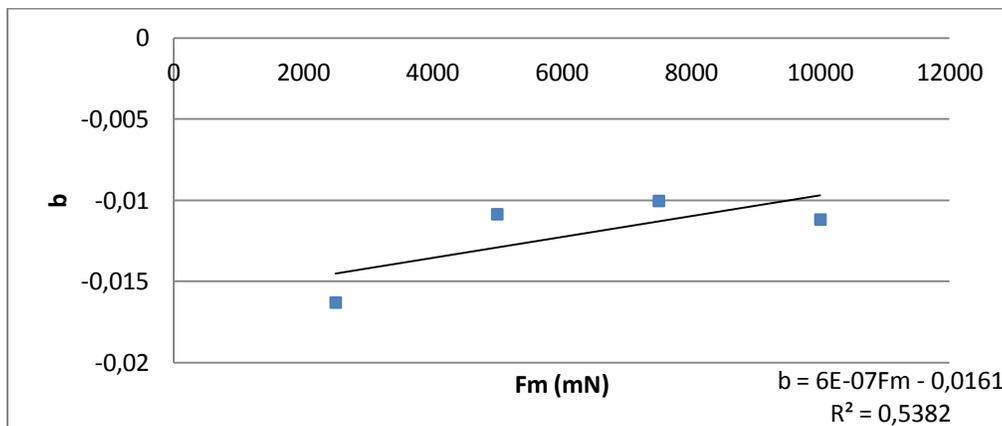


Figura 4. 28 Curva de mejor ajuste para la Dureza Vickers Hv. (Vickers) vs número de ciclos N obtenidas por microindentación indentador esférico (Acero AISI 1020) carga máxima constante método Tangente.

Es posible observar por las figuras presentadas anteriormente, como el factor de correlación de las curvas de mejor ajuste para los parámetros **a** y **b** es de 0,5, lo que resulta ser bajo, factor que afecta los resultados directamente, produciendo una propagación de error alejándose los valores calculados de los valores experimentales, por lo cual en este estudio no se desarrollará con más detalle un modelo de ecuación para la estimación de la dureza Vickers por penetrador esférico.

4.2 Análisis de los Resultados.

Luego de haber realizado todo el proceso experimental sobre las piezas de acero AISI 1020, obteniendo los datos arrojados a través del software CSM Instrument empleando la técnica de la microindentación instrumentada, es posible observar la variación de los parámetros medidos con el transcurso de los ciclos efectuados. A continuación se realizará un análisis más detallado de los comportamientos más resaltantes observados en el material.

4.2.1 Análisis de los parámetros de indentación.

Por medio de las **Figuras 4.2, 4.3, 4.4 y 4.5** se muestran las gráficas que representan la dureza Vickers y Martens contra el número de ciclos, en las cuales se aprecia un aumento significativo en los valores de dureza registrados como por ejemplo para la dureza Martens HM para una carga de 15.000 mN una diferencia entre el primer ciclo y el último estudiado de 16.524 Mpa, lo que representa un aumento en su dureza de 22,625%.

Estudios previos como el realizado por Ye (2012) [7] en el que estudian las propiedades mecánicas y microestructuras en zonas particulares de juntas soldadas de 304L SS como lo son la zona afectada por calor, el material base y el material de aporte. En la **Figura 2.11** se muestra la evolución de la carga contra la propagación de la profundidad por indentación, parámetros que fueron graficados en la presente investigación mediante la **Figura 4.11** donde representamos carga contra profundidad a 20.000 mN con indentador

Vickers bajo el método Tangente, en la cual se visualiza, como en las primeras indentaciones, la variación de profundidad entre el primer ciclo y el ciclo veinte es de 643,5 nm, mientras que al paso del ciclaje, se observa que para el ciclo ochenta, en comparación con el ciclo cien, el avance de la profundidad por indentación es de 48,39 nm, evidenciando en este comportamiento, que al paso de las indentaciones, entre ciclo y ciclo disminuye el avance del indentador, El comportamiento indicado, es apreciable dado los resultados obtenidos, también bajo las cargas máximas de 10.000mN y 15.000mN. Sabiendo que la carga máxima aplicada sobre la pieza es constante, se podría inferir que el material se está endureciendo producto del efecto causado por daño acumulado en la zona indentada.

En la investigación realizada por Ye (2012) [7] demuestran, que con el incremento de la amplitud del esfuerzo en la curvatura de la curva de carga tiende a aumentar como un todo mientras que la profundidad de contacto a la carga máxima y la profundidad residual luego de completar la descarga muestra un decrecimiento característico. Dado este análisis, existe una variación en las propiedades del material, donde en la **Figura 2.12** se muestra la dependencia de las propiedades mecánicas (S_y , n y E) al aplicar amplitud de esfuerzos.

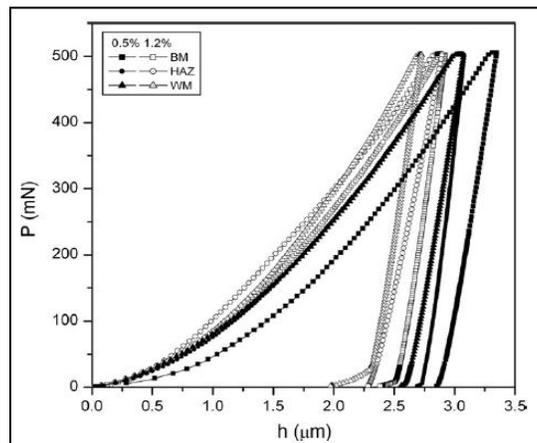


Figura 2.11 Curva típica carga-profundidad (p-h) en zonas particulares de falla por fatiga en muestras conjuntas [7].

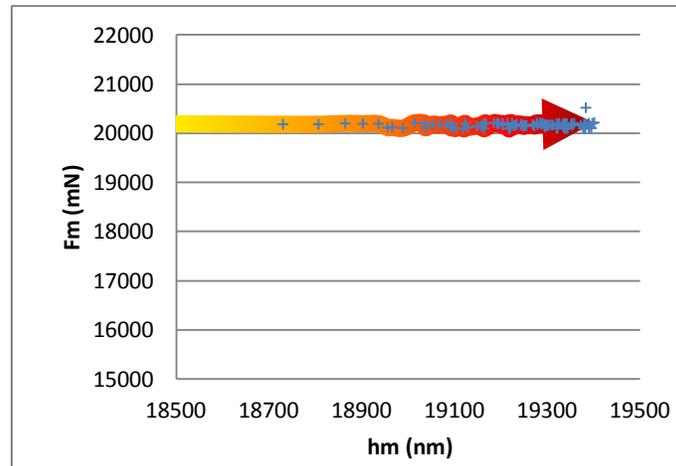


Figura 4.11 Carga vs desplazamiento para indentador Vickers, método Tangente a carga máxima constante de 20.000mN.

A diferencia de la investigación realizada por Ye, en esta investigación no se varió la amplitud del esfuerzo, sino se estudió la dependencia de las propiedades mecánicas a la aplicación de esfuerzos cíclicos generados a diferentes cargas máximas y, tal como se observa en la **Figura 4.11** existe una variación en el comportamiento de la profundidad de indentación alcanzada por el indentador a medida que transcurre el proceso de la aplicación de carga, y se visualiza como en las primeras indentaciones hay una notable indentación (avance), sin embargo se observa que luego de estas indentaciones iniciales, comienza un apiñamiento en los puntos, lo que significa que existe un decrecimiento en la profundidad de indentación máxima alcanzada bajo la misma carga de indentación aplicada. Determinaron además a través de microscopía óptica (**Figura 2.13**) que la microestructura en zonas particulares de las juntas soldadas en el material no solo fue marcada por la condición metalúrgica resultante del proceso de soldadura, sino que también fue marcada por la aplicación de la amplitud del esfuerzo durante los ciclos de indentación.

Aunque en esta investigación no se llevó a cabo estudios de microscopía óptica sobre el acero AISI 1020, para de esta manera poder observar cambios microestructurales

sobre la pieza luego del proceso de indentación, podemos comparar nuestros resultados con los resultados obtenidos por Ye (2012), donde determinan que para amplitud de esfuerzos bajos de un $\pm 0,5\%$ la grieta por fatiga se inicia en el metal base, en la cercanía de la superficie y propagada de grano a grano, análisis que son realizados por criterios empíricos observados por ellos mismos. Aunque en nuestro material no hubo un proceso térmico que produzca cambios en su microestructura, la asociación con Ye la basamos por los cambios en la amplitud del esfuerzo a los que es sometido el material, lo cual hace posible que exista un comportamiento similar en la generación de dislocaciones en la microestructura del acero AISI 1020 producto de las indentaciones cíclicas, mas no se podría aun afirmar, por no poseer observaciones empleando la microscopía óptica en la zona indentada.

Adicionalmente Duszová (2013) [29] en su estudio con sistemas de diferente microestructura de WC-Co, mostrando en la **Figuras 2.3, 2.4 y 2.5** gráficas similares obtenidas en esta investigación (**Figuras 4.6, 4.7, 4.8 y 4.9**), demostrando que en los sistemas WC-Co 60 se evidencia que en los primeros ciclos la propagación de la profundidad aumenta para luego disminuir a valores similares a los iniciales, mientras que en los sistemas WC-Co 35 se evidencia un aumento continuo, tanto que en las gráficas obtenidas en esta investigación no se comparan diferentes sistemas de un material, sino que se varía la carga máxima aplicada sobre el material, apreciándose una variación en las propiedades mecánicas que depende de la carga que se le aplique. Para cargas inferiores e iguales a los 7.500 mN, la propagación de la profundidad de indentación pareciese no variar significativamente, dando como resultados variaciones de 412 nm entre el primer y el último ciclo estudiado, mientras que al aplicar cargas iguales o mayores a los 10.000 mN, como en 15.000 mN una diferencia entre el primer ciclo y el último ciclo de $\Delta h_{m_{100-1}} = 955,97$ nm.

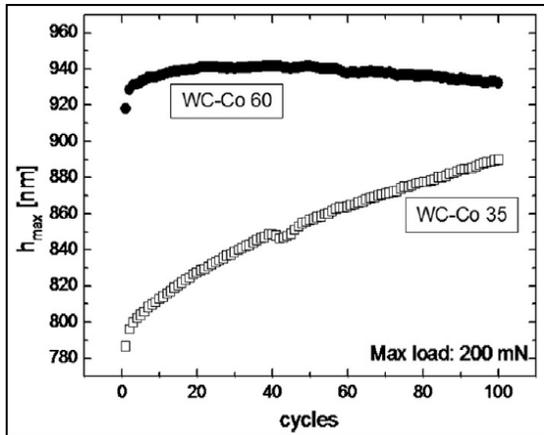


Figura 2.5 Influencia del número de indentaciones en la profundidad de indentación (carga máxima 200 mN) [29].

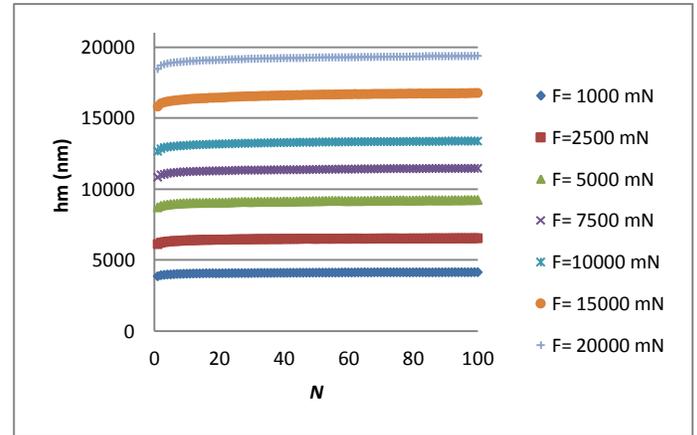


Figura 4.6 Curva profundidad máxima h_m (nm) vs el número de ciclos (N) obtenidos por microindentación Vickers (acero AISI 1020) carga máxima constante método Martens.

Blanda (2014) [2] por su parte, estudia la influencia de la carga aplicada y la orientación cristalográfica de los granos sobre la fatiga indentación en sistemas WC-Co, indicando que la orientación cristalográfica se ha conectado con los diferentes mecanismos de deslizamiento, lo cual probablemente resulta en la generación de dislocaciones y en una mayor capacidad de endurecimiento por deformación; para la presente investigación la propagación de la profundidad sobre el acero AISI 1020 aumenta en los primeros ciclos, y tiende a estabilizarse luego de las primeras indentaciones casi a tasa constante, lo que podría decir, que el material se está endureciendo con el efecto del ciclaje, dando como resultado la disminución de la capacidad de deformación luego de las primeras indentaciones. Por ello las conclusiones dadas por Blanda (2014) [2], podrían relacionarse con el comportamiento experimentado por el material aquí ensayado en la zona sometida a fatiga indentación, aunque para este estudio no ha sido tomado en cuenta la orientación cristalográfica, sin embargo ha de existir los mecanismos de falla aquí nombrados, como serían la generación de dislocaciones en su microestructura.

Al igual que Duszová, Blanda (2014) [2], representa gráficamente el desplazamiento de indentación contra el número de ciclos comparando los efectos causados en los planos basales y prismáticos, mas en nuestra investigación esta comparación no fue objeto de estudio. Por otra parte, en la **Figura 4.30** muestra cómo evoluciona la profundidad de indentación máxima (hm) vs el número de ciclos (N) para una carga máxima aplicada de 20.000 mN con indentador Vickers, observándose en los primeros ciclos un crecimiento en la profundidad de indentación y, en los siguientes ciclos, una disminución en la velocidad de crecimiento del mismo de hasta un 92,48% menos que en los primeros 20 ciclos. Aunque se grafican los mismo parámetros, y existe un comportamiento similar, se observa que en la investigación realizada por Blanda, el crecimiento de la profundidad de indentación se mantiene en aumento indicando para este material, un ablandamiento al transcurrir de los ciclos, mientras que en la presente investigación, visualizamos, como esa crecimiento va en ascenso, y luego tiende a decrecer, lo que representa una dificultad de propagación de la profundidad de indentación sobre el material.

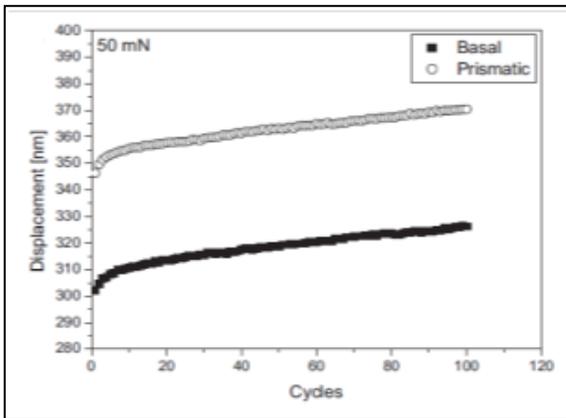


Figura 2.15(b) Influencia del número de indentaciones en la profundidad de impresión con carga máxima de 50 mN [2].

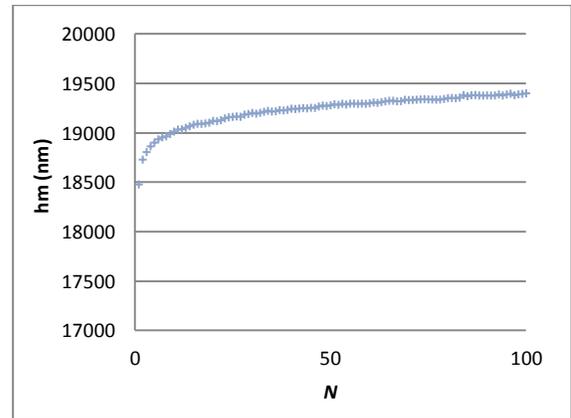


Figura 4. 29 Curva profundidad máxima hm (nm) vs el número de ciclos (N) obtenidos por microindentación Vickers a 20.000mN (acero AISI 1020) carga máxima constante método Martens.

Éste comportamiento también fue evidenciado en la investigación realizada por Xu (2009) [8], donde emplea como material de estudio cobre policristalino, y muestra a través de la **Figura 2.29** la evolución de la profundidad de indentación respecto al número de ciclos, esta gráfica la dividen en dos estados, el primer estado, durante el cual el indentador penetra rápidamente la pieza, seguido por un estado estable, donde el incremento de la propagación de la profundidad de indentación tiende a una tasa casi constante, comportamiento que presenta cierta similitud con los resultados obtenidos en la presente investigación como se mostró en la **Figura 4.30**, donde de igual manera se observa un primer estado con una propagación rápida en la profundidad seguido de un estado estable. Xu [8] indica que este fenómeno se debe a que durante el ciclo de carga media, más dislocaciones se emitirán por la concentración de esfuerzos renovados para originar la propagación de la zona plástica, también indica que en esencia, dentro de un ciclo de indentación, al descargar, las dislocaciones pueden ser activadas, ya sea debido a la retracción de las dislocaciones en el origen, o a la concentración de esfuerzos. Indica también que las primeras etapas que se visualizan en el proceso, son de hecho bastante análogas a las dos primeras etapas de crecimiento de grieta por fatiga. Por la similitud presente en estas investigaciones se puede presumir la presencia de la activación de dislocaciones o las concentraciones de esfuerzos, lo que posiblemente es el causante de la evolución de las propiedades presentadas en la investigación producto de la fatiga indentación. De igual manera se podría presumir un comportamiento análogo, con las dos primeras etapas de crecimiento de grieta por fatiga.

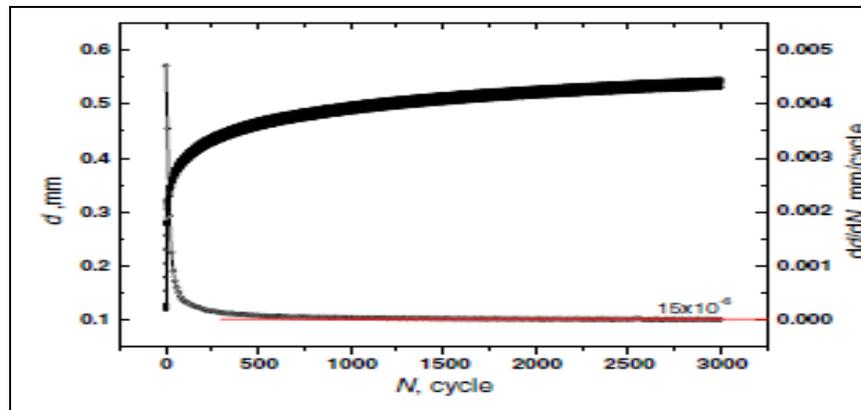


Figura 2. 29 Experimento con indentador plano cilíndrico por indentación por fatiga para un cobre policristalino, la evolución de la profundidad por indentación d y la tasa de profundidad por indentación (dd/dN) se dan como variaciones del número de ciclos [8].

En nuestro estudio se visualiza en la **Figura 4.10** la comparación a diferentes cargas máximas de aplicación que la pendiente de la curva de descarga (S [mN/nm]) aumenta, comportamiento que podemos relacionar por la investigación realizada por Chicot (2010) [26], donde estudian el inverso de la pendiente de descarga ($1/S$) como una función de la raíz cuadrada del inverso de la profundidad de contacto (h_c), relacionando la evolución de S con el módulo de Bulk (compresibilidad del material), donde a medida que S aumenta, el módulo de Bulk aumenta, evidenciando un incremento en la dureza de la zona indentada. Basándonos en los datos obtenidos, que se muestran en la **Figura 4.10**, se observa como la pendiente de la curva de descarga (S) a medida que transcurre el ciclaje de indentación, va en aumento, dicho aumento representa un aumento en el módulo de compresibilidad del material, que a su vez, es el aumento de la dureza presente en el acero AISI 1020 producto de la indentación instrumentada.

En las **Figuras 4.11 4.12** se mostró los cambios de la carga y la dureza respecto a la profundidad de indentación, en las cuales podemos seguir apreciando las dos etapas que ocurren en el material ensayado (AISI 1020), donde primeramente hay un crecimiento

significativo tanto en la dureza del material, como en la profundidad de indentación máxima alcanzada, seguido de un decrecimiento en la tasa de profundidad de indentación, observándose un apiñamiento, así como se observa que aunque la dureza sigue en aumento, tiende a disminuir esa tasa de crecimiento a medida que transcurre el proceso de indentación cíclica.

A través de la **Figura 4.31** que representa la tasa de endurecimiento en función del número de ciclos para carga constante por indentador Vickers contra el número de ciclos, se aprecia un decrecimiento en la tasa de endurecimiento de igual forma en dos etapas, donde en la primera etapa, se aprecia un decrecimiento rápido, mientras que en la segunda etapa, se aprecia un comportamiento estable, tendiendo a una recta horizontal; lo que implica como resultado de ambos estados, es que a medida que transcurren los ciclos, la diferencia del valor de la dureza entre ciclo y ciclo es cada vez menor y, finalmente esa diferencia del número dureza entre ciclo y ciclo, tiende a una constante.

Por su parte, Xu (2007) [30] realiza una comparación donde relacionan la tasa de crecimiento de la profundidad de indentación (dd/dN) vs el número de ciclos (N) indicando que, un incremento en la carga máxima y luego de alcanzar un estado estable de la profundidad de indentación puede acelerar la propagación de la profundidad (**Figura 2.20, 2.21, 2.22 y 2.23**). Para un incremento repentino en la carga máxima luego de estar en estado estable seguido de indentaciones con cargas cíclicas en condiciones normales, puede retrasar la propagación de la profundidad de indentación, mientras que una caída repentina en la carga máxima tiene el efecto contrario en la profundidad de indentación estos ciclos de carga son mostrados en la **Figura 2.18**. Demuestran que el comportamiento de sus resultados experimentales bajo ciclos de carga en indentación, es similar a la propagación de grieta por fatiga, aunque el material no posea la grieta creada con antelación. Para los cuatro estados de carga mostrados en Xu (2007) se evidencia una disminución de la tasa de

crecimiento de la profundidad por indentación hasta alcanzar un estado estable. Dicho comportamiento es similar al comportamiento expuesto en esta investigación.

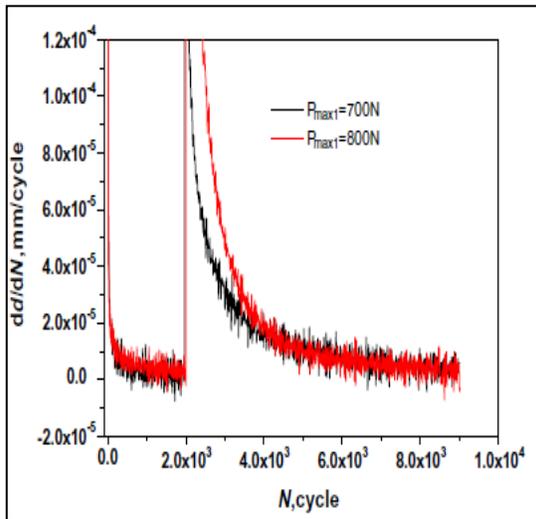


Figura 2. 20 Profundidad de indentación por ciclo vs número de ciclos [30].

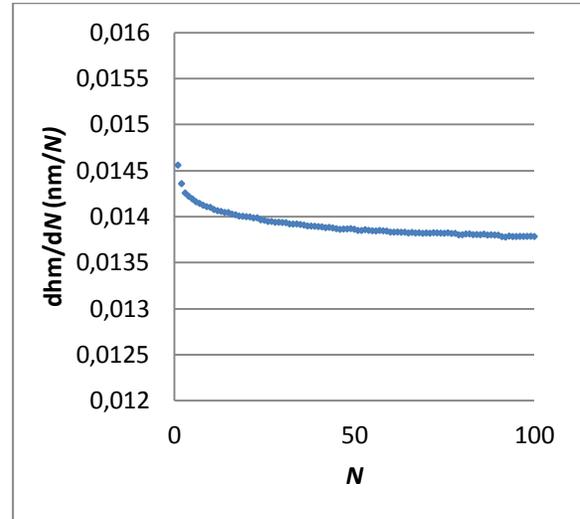


Figura 4. 30 Tasa de endurecimiento vs número de ciclos a carga máxima de 20.000mN por indentador Vickers a carga constante.

Apreciando la similitud de las gráficas se podría decir que comportamientos similares a los obtenidos por Xu (2007), podrían verse reflejados en nuestro material de ensayo de esta investigación, pudiéndose aumentar o disminuir la tasa de endurecimiento por deformación causada sobre el material producto de la variación de carga, esto sería un objetivo importante a tomar en cuenta para futuras investigaciones.

4.2.2. Modelo matemático representativo de la evolución de la dureza sobre el acero AISI 1020.

Como se apreció anteriormente fue posible plantear una ecuación, que para los resultados obtenidos de esta investigación modelara *Escriba aquí la ecuación.* el comportamiento de la dureza de forma bastante acertada para el indentador Vickers y

cargas entre los valores de 10.000 a 20.000 mN, lo cuál podría ser el primer paso para la estimación de forma precisa de la evolución dureza luego de habersele aplicado fatiga por indentación instrumentada a carga constante en piezas compuestas por acero AISI 1020, lo que posteriormente podría extrapolarse el uso de la ecuación, para la estimación de propiedades en elementos de máquina no sometidos a fatiga por indentación, sino sometidos a esfuerzos cíclicos presente en cada una de sus aplicaciones.

Por lo que empleando la ecuación (4.1) que es el modelo matemático aquí planteado, para de manera analítica conseguir valores de dureza Vickers normalizada, por microindentación instrumentada con el uso de un indentador Vickers, conociendo el ciclaje y la carga máxima se podría conocer el valor de la dureza de la pieza de acero AISI 1020, para un número de ciclos N a una velocidad de 300.000 mN/min.

A continuación en la **Figura 4.31** se presenta gráficamente, resultados del valor de dureza Vickers para 50 ciclos, por cada una de las cargas máximas aplicadas en esta investigación, a una velocidad de carga de 300.000 mN/min. Utilizando el mismo proceso de cálculo mostrado en el ejemplo anterior comparando dichos resultados con los valores experimentales.

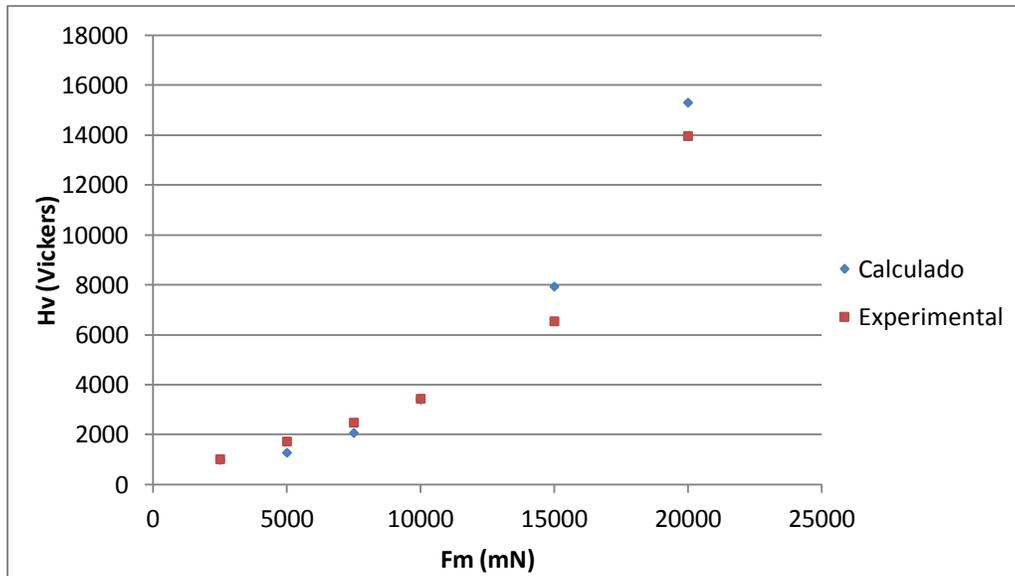


Figura 4. 31 Representación gráfica de valores de dureza Vickers a cada nivel de carga máxima aplicado, tanto experimental como calculado por el modelo matemático planteado.

Es posible apreciar en la figura anteriormente presentada una comparación entre los valores calculados con el modelo matemático propuesto y el valor experimental arrojado por la máquina de microindentación instrumentada, observándose como existe un acercamiento al valor real, sin embargo se aprecia como el error a medida que aumenta la carga máxima de indentación con valores iguales o mayores a los 15.000 mN el error va en ascenso.

Por último se presenta las comparaciones entre los valores obtenidos experimentalmente, su curva de mejor ajuste (potencial) y los valores obtenidos a través del uso del modelo matemático planteado a fin de observar el error presente en dichas comparaciones. Esta comparación se hace para carga máxima de 20.000 mN en la **Figura 4.33**, 15.000 mN en la **Figura 4.34** y a 10.000 mN en la **Figura 4.35**.

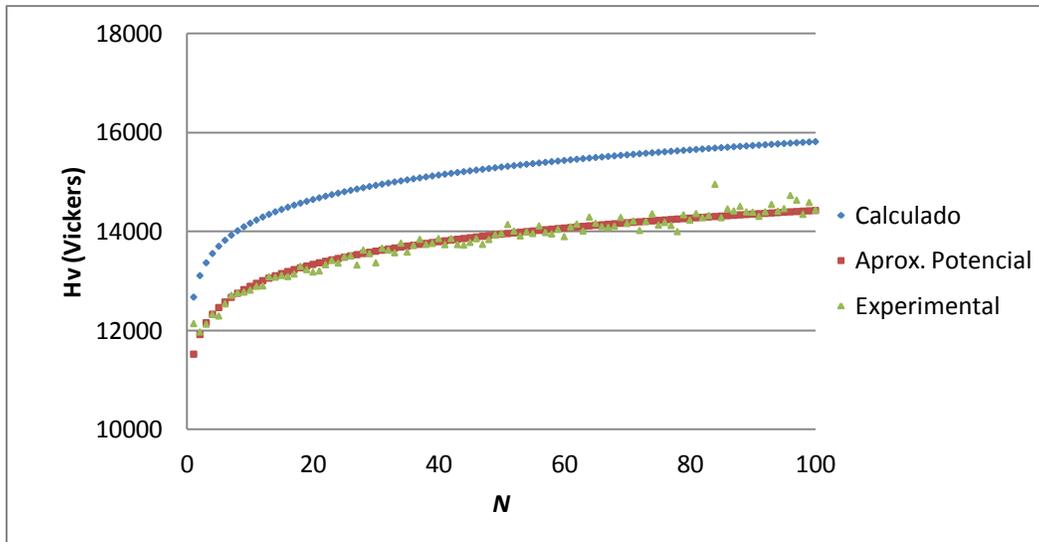


Figura 4. 32 Comparación entre los valores obtenidos experimentalmente, curva de mejor ajuste (potencial) y los valores obtenidos a través del uso del modelo matemático planteado para carga máxima de 20.000 mN.

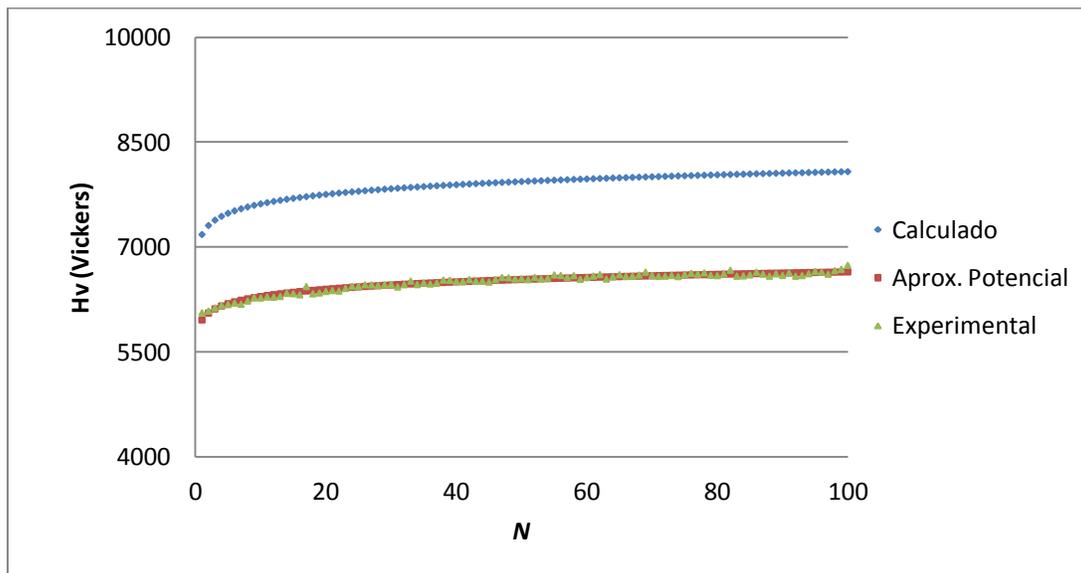


Figura 4. 33 Comparación entre los valores obtenidos experimentalmente, curva de mejor ajuste (potencial) y los valores obtenidos a través del uso del modelo matemático planteado para carga máxima de 15.000 mN.

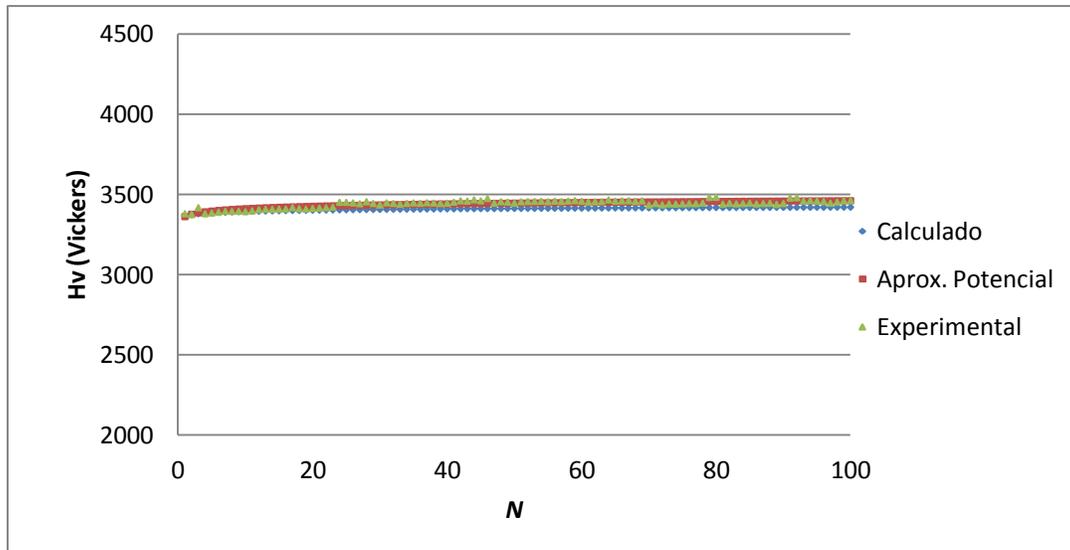


Figura 4. 34 Comparación entre los valores obtenidos experimentalmente, curva de mejor ajuste (potencial) y los valores obtenidos a través del uso del modelo matemático planteado para carga máxima de 10.000 mN.

A través de las figuras anteriormente presentadas, se observa la evolución de la dureza a cada carga máxima de indentación en los primeros 100 ciclos, comparando los valores experimentales, los calculados bajo el uso del modelo matemático planteado y la curva de mejor ajuste a los puntos experimentales, donde se aprecia el error existente entre los resultados experimentales y los calculados analíticamente. Estos errores son en promedio general del 9%, 17% y 1% para las cargas aplicadas de 20.000, 15.000 y 10.000 mN respectivamente.

En general los resultados obtenidos al usar el modelo matemático propuesto muestran un porcentaje de error inferior al 12%, lo cual para una primera aproximación matemática, es un porcentaje aceptable, por lo que se recomienda el empleo de dicho modelo matemático para la estimación de la evolución de la dureza sobre elementos de

acero AISI 1020, indentados en condiciones similares (velocidad de indentación, ciclaje y carga).

Investigaciones anteriores presentan también modelos matemáticos para la estimación de propiedades mecánicas, partiendo del uso de ensayos por microindentación instrumentada. Lessage (2009) [33] por su parte, plantea el estudio de la predicción del perfil dureza-profundidad por indentación en la superficie de materiales nitrurados; la idea desarrollada en esta investigación es separar las diferentes contribuciones, considerando capas consecutivas, asociadas a dos cargas de indentación, indican que la zona plástica extendida bajo el indentador es directamente proporcional a la diagonal de la indentación. Esta diagonal es una función de las contribuciones de sucesivas capas teóricas alcanzadas por la indentación. Usando un modelo muy simple geométrico, es posible el estimar la dureza virtual de cada capa por un proceso paso a paso de cálculo al incrementar la profundidad bajo la superficie del material. Y recomiendan la técnica empleada por ellos, para otros tipos de tratamientos superficiales, ya que si se confirma la tecnología será de gran interés, cada vez que sea necesario tener un control sobre la dureza en un componente mecánico real, en lugar de una muestra de ensayo.

Como se muestra en estas investigaciones, la búsqueda continua de métodos alternativos no destructivos para la determinación de propiedades mecánicas en un elemento de máquina sometido a carga, está presente en cada una de ellas, ya que esto representaría una disminución en los costos y los tiempos necesarios empleados para llevar a cabo los ensayos de medición convencionales, es por esto que en esta investigación planteamos un modelo matemático, el cual es un primer paso para la estimación de las propiedades en elementos mecánicos sometidos a fatiga, sin recurrir a ensayos destructivos.

CAPÍTULO V: CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES.

5.1 Conclusiones.

1. Es posible mediante la técnica de microindentación instrumentada, determinar el efecto causado por diferentes cargas sobre las propiedades mecánicas del acero AISI 1020.
2. Se determinó que sobre el acero AISI 1020 es susceptible al aumento de la carga, mostrando mayores deformaciones a mayores cargas aplicadas.
3. El efecto sobre el material ensayado acero AISI 1020, producto de la indentación por penetrador de geometría esférica es inferior al Vickers.
4. La dureza del material varía producto de las indentaciones cíclicas sobre el material sometido a fatiga por carga constante, donde al comienzo de los ciclos el material endurece con mayor rapidez; para luego alcanzar un estado estable de endurecimiento.
5. El comportamiento del acero AISI 1020 sometido a fatiga por microindentación a carga constante con valores de carga máxima superiores a los 10.000 mN, hace posible visualizar con claridad los cambios ocurridos en sus propiedades mecánicas, registrando un aumento en su dureza Vickers de hasta un 18,90% a 100 ciclos.
6. El empleo en este tipo de estudio de indentadores de geometría esférica como el empleado en la investigación, no arroja resultados significativos para poder realizar un estudio a profundidad de las variaciones en las propiedades del material.

CAPÍTULO V: CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES.

7. El efecto causado por la microindentación instrumentada a carga progresiva en el material no es concluyente, ya que no se aprecian cambios importantes que nos permitan la manipulación y estudio en la evolución de sus propiedades.
8. Es posible plantear una ecuación que prediga la evolución de la dureza luego de la aplicación de carga-descarga bajo ciclaje con diversas cargas máximas, a fin de predecir el comportamiento en cargas no estudiadas en la presente investigación.

5.2 Recomendaciones

1. Para mayor exactitud, emplear cargas máximas distintas a las ya empleadas, entre los rangos de 15.000 mN y 20.000 mN con la finalidad de obtener más valores representativos que mejoren y ajusten el modelo matemático planteado en esta investigación.
2. Realizar estudios similares a esta investigación empleando indentadores como el Knoop, Berkovich, el cilíndrico plano, entre otros.
3. Realizar estudios similares a esta investigación empleando nanodureza.
4. En futuras investigaciones realizar estudios de microscopía óptica, para poder observar los mecanismos de fallas presentes en el material afectado por las indentaciones cíclicas, y así poder compararlo con resultados propuestos en investigaciones similares a fin de estudiar el inicio de grieta en el material por efecto del daño acumulado causado por fatiga indentación, ya que en esta investigación no fue posible estudiarlo.

CAPÍTULO V: CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES.

5. Realizar estudios de fatiga por microindentación instrumentada a carga progresiva con velocidades inferiores a 25.000 mN/min, disminuyendo el número de ciclos, a fin de que la realización del ensayo no se prolongue más de lo deseado.
6. Realizar variaciones en los niveles de carga similares a los usados por Xu (2007) [30] sobre este material, con el fin de observar la evolución en su tasa de endurecimiento por deformación.
7. Realizar ensayos similares a los llevados a cabo en esta investigación, sobre piezas de acero al carbono con distintos porcentajes de carbono y de ser posible en otros materiales, y emplear comparaciones con los valores calculados y los experimentales, con el fin de corroborar la aplicación del planteamiento matemático aquí presentado.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- BUDYNAS, R (2008). DISEÑO EN INGENIERÍA MECÁNICA DE SHIGLEY. Octava edición. Mexico. McGRAW-HILL/INTERAMERICANA EDITORES, S.A. DE C.V.
- M. BL'ANDA, A. DUSZOVÁ, T. CSANÁDI, P. HVIZDOŠ, F. LOFAJ, J. DUSZA (2014). *Indentation fatigue of WC–Co cemented carbides*. Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials.
- S. AMIRI, N. LECIS, A. MANES, M. GIGLIO. (2013). *A study of a micro-indentation technique for estimating the fracture toughness of Al6061-T6*. Mechanics Research Communications.
- 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.
- R. RUZEK, J. PAVLAS, R. DOUBRAVA. (2010). *Application of indentation as a retardation mechanism for fatigue crack growth*. International Journal of Fatigue.
- A. CASAGRANDE, G.P. CAMMAROTA, L. MICELE. (2011). *Relationship between fatigue limit and Vickers hardness in steels*. Materials Science and Engineering A.
- D. YE, F. MI, J. LIU, Y. XU, Y. CHEN, LEI XIAO. (2012). *Use of instrumented indentation testing to study local mechanical properties of 304L SS welded joints subjected to low-cycle fatigue loadings*. Materials Science and Engineering A.

- B. XU, Z. YUE, X. CHEN. (2009). *An indentation fatigue depth propagation law*. Elsevier Ltd.
- ASTM International. *ASTM E 647-08: Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates, ASTM Standard*; 2008.
- K. DURST, B. BACKES, M. GOKEN, *Scripta Mater.* 52 (2005) 1093–1097.
- D. TABOR, *The hardness of metals*, Clarendon Press, Oxford, 1951.
- MATS ESKNER, ROLF SANDSTRÖM. *Surface and Coatings Technology* 177-178, 2004, p.165-171.].
- A. E. GIANNAKOPOULOS, S. SURESH. *Determination of elastoplastic properties by instrumented sharp indentation*. *Scripta Materialia* 40 N° 10 (1999) 1191–1198.
- M. MATA, J. ALCALÁ. *The role of friction on sharp indentation*. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 52 (2004) 145–165.
- C.L. ERIKSSON, P.-L. LARSSON, D.J. ROWCLIFFE. *Strain-hardening and residual stress effects in plastic zones around indentations*. *Materials Science and Engineering A* 340 (2003) 193–203.
- D. KRAMER, H. HUANG, M. KRIESE, J. ROBACH, J. NELSON, A. WRIGHT, D. BAHR, W. W. GERBERICH. *Yield strength predictions from the plastic zone around nanocontacts*. *Acta mater.* 47 N° 1 (1999) 333–343.
- A. GOULDSTONE, H. J. KOH, K.-Y. ZENG, A. E. GIANNAKOPOULOS, S. SURESH. *Discrete and continuous deformation during nanoindentation of thin films*. *Acta mater.* 48 (2000) 2277–2295.
- M. DAO, N. CHOLLACOOP, K. J. VAN VLIET, T. A. VENKATESH, S. SURESH. *Computational modeling of the forward and reverse problems in instrumented sharp indentation*. *Acta mater.* 49 (2001) 3899–3918.

- J. L. BUCAILLE, S. STAUSS, P. SCHWALLER, J. MICHLERC. *A new technique to determine the elastoplastic properties of thin metallic films using sharp indenters*. Thin Solid Films 447–448 (2004) 239–245.
- Z. HUANG, M. LUCAS, M. J. ADAMS. *Modelling wall boundary conditions in an elastoviscoplastic material forming process*. Journal of Materials Processing Technology 107 (2000) 267–275.
- NORTON, Robert L.. *Diseño de Máquinas*. México: Ed. Prentice-Hall (Pearson), 1999.
- MARIN, J., “Mechanical behavior of engineering materials”, Prentice-Hall, Inc. pag. 177, (1962).
- CAZAUD, R. “La Fatiga de los Metales”, Aguilar, S.A. de Ediciones; Madrid, (1957).
- FATEMI, A., YANG, L. (1998). *Cumulative Fatigue Damage and Life Prediction Theories: a Survey of the State of the Art for Homogeneous Materials*. Revista International Journal Fatigue. Vol. 20. N° 1. Great Britain. Pp. 9-34.
- D. CHICOT, A. TRICOTENEAX. (2010). *Mechanical Properties of Ceramics by Indentation: Principle and Applications*. International Journal of Fatigue.
- A. DUSZOVA, P. HVIZDOS, F. LOFAJ, T. MAJOR, J. DUSZA, J. MORGIEL. *Indentation fatigue of WC-Co cemented carbides*. Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials (2013).
- B. XU, Z. YUE, J. WANG. *Indentation fatigue behaviour of polycrystalline copper*. Mechanics of Materials (2007).
- A. BOSCHETTO, F. QUADRINI, E. SQUEO. *Extracting local mechanical properties of steel bars by means of instrumented flat indentation*. Measurement (2010).

- J. LESAGE, D. CHICOT, ALBERTO PETUZ, P. JOUAN, N. HORNY, A. SOOM. *A model for hardness determination of thin coatings from standard micro-indentation tests*. Surface & Coatings Technology (2005).
- J. LESAGE, D. CHICOT, L. NOSEI, J. FEUGEAS. *Prediction of hardness-depth profile from indentations at surface of materials*. Surface Engineering (2009).
- B. Xu Z.F. Yueb. (2006). *Study of ratcheting by the indentation fatigue method with a flat cylindrical indenter. Part II. Finite element simulation*. Cambridge Journals.
- USER'S GUIDE CSM INSTRUMENTS. CSM Instruments SA. All rights reserved. Scratch & Indentation.
- D. CHICOT. (2008). *Hardness length-scale factor to model nano and micro-indentation size effects*. Materials Science and Engineering A.
- M. DAO, N. CHOLLACOOP, K.J. VAN VLIET, et al., Acta Mater. 49 (2001) 3899–3918.
- W.C. OLIVER, G. M. PHARR (1992). *An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments*. J. Mater. Vol 7. N°6.
- M. I. JEREZ, L. D. MORANTES (2011). *Determinación de la dureza mediante el método de indentación instrumentada de muestras de acero H13 depositadas con multicapas de Ti/TiN mediante el proceso de evaporación por arco catódico "Cathodic arc Evaporation (CAE)"*. Trabajo especial de grado. Universidad Industrial de Santander, Bucaramanga.
- R. MARTINEZ (2009). *Determinación de las propiedades estáticas de recubrimientos depositados por proyección térmica utilizando indentación normal*. Trabajo especial de grado. Universidad Central de Venezuela, Caracas.

REFERENCIAS DE CITAS

- [1] BUDYNAS, R (2008). DISEÑO EN INGENIERÍA MECÁNICA DE SHIGLEY. Octava edición. Mexico. McGRAW-HILL/INTERAMERICANA EDITORES, S.A. DE C.V.
- [2] M. BL'ANDA, A. DUSZOVÁ, T. CSANÁDI, P. HVIZDO'S, F. LOFAJ, J. DUSZA (2014). *Indentation fatigue of WC-Co cemented carbides*. Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials.
- [3] S. AMIRI, N. LECIS, A. MANES, M. GIGLIO. (2013). *A study of a micro-indentation technique for estimating the fracture toughness of Al6061-T6*. Mechanics Research Communications.
- [4] 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.
- [7] D. YE, F. MI, J. LIU, Y. XU, Y. CHEN, LEI XIAO. (2012). *Use of instrumented indentation testing to study local mechanical properties of 304L SS welded joints subjected to low-cycle fatigue loadings*. Materials Science and Engineering A.
- [8] B. XU, Z. YUE, X. CHEN. (2009). *An indentation fatigue depth propagation law*. Elsevier Ltd.
- [9] Promecol LTDA. SAE 1020. <http://54.84.219.185/~prom1266/wp-content/uploads/2013/06/SAE1020.pdf>.

[10] ASTM International. *ASTM E 647-08: Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates*, ASTM Standard; 2008.

[12] D. TABOR, *The hardness of metals*, Clarendon Press, Oxford, 1951.

MATS ESKNER, ROLF SANDSTRÖM. *Surface and Coatings Technology* 177-178, 2004, p.165-171.].

[13] MATS ESKNER, ROLF SANDSTRÖM. *Surface and Coatings Technology* 177-178, 2004, p.165-171.].

[14] A. E. GIANNAKOPOULOS, S. SURESH. *Determination of elastoplastic properties by instrumented sharp indentation*. *Scripta Materialia* 40 N° 10 (1999) 1191–1198.

[16] C.L. ERIKSSON, P.-L. LARSSON, D.J. ROWCLIFFE. *Strain-hardening and residual stress effects in plastic zones around indentations*. *Materials Science and Engineering A* 340 (2003) 193–203.

[17] D. KRAMER, H. HUANG, M. KRIESE, J. ROBACH, J. NELSON, A. WRIGHT, D. BAHR, W. W. GERBERICH. *Yield strength predictions from the plastic zone around nanocontacts*. *Acta mater.* 47 N° 1 (1999) 333–343.

[18] A. GOULDSTONE, H. J. KOH, K.-Y. ZENG, A. E. GIANNAKOPOULOS, S. SURESH. *Discrete and continuous deformation during nanoindentation of thin films*. *Acta mater.* 48 (2000) 2277–2295.

- [19] M. DAO, N. CHOLLACOOP, K. J. VAN VLIET, T. A. VENKATESH, S. SURESH. *Computational modeling of the forward and reverse problems in instrumented sharp indentation*. Acta mater. 49 (2001) 3899–3918.
- [20] J. L. BUCAILLE, S. STAUSS, P. SCHWALLER, J. MICHLERC. *A new technique to determine the elastoplastic properties of thin metallic films using sharp indenters*. Thin Solid Films 447–448 (2004) 239–245.
- [21] Z. HUANG, M. LUCAS, M. J. ADAMS. *Modelling wall boundary conditions in an elastoviscoplastic material forming process*. Journal of Materials Processing Technology 107 (2000) 267–275.
- [22] NORTON, Robert L.. *Diseño de Máquinas*. México: Ed. Prentice-Hall (Pearson), 1999.
- [23] MARIN, J., “Mechanical behavior of engineering materials”, Prentice-Hall, Inc. pag. 177, (1962).
- [24] CAZAUD, R. “La Fatiga de los Metales”, Aguilar, S.A. de Ediciones; Madrid, (1957).
- [25] FATEMI, A., YANG, L. (1998). *Cumulative Fatigue Damage and Life Prediction Theories: a Survey of the State of the Art for Homogeneous Materials*. Revista International Journal Fatigue. Vol. 20. N° 1. Great Britain. Pp. 9-34.
- [26] D. CHICOT, A. TRICOTENEUX. (2010). *Mechanical Properties of Ceramics by Indentation: Principle and Applications*. International Journal of Fatigue.

[27] Ferraceros Aceros Especiales y Servicios.
<http://ferraceros.com.co/Productos/Carbono1020.htm>. (2014).

[28] Matweb, Material Property Data, online database, <http://www.matweb.com/>.

[29] A. DUSZOVA, P. HVIZDOS, F. LOFAJ, T. MAJOR, J. DUSZA, J. MORGIEL.
Indentation fatigue of WC-Co cemented carbides. Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials (2013).

[30] B. XU, Z. YUE, J. WANG. *Indentation fatigue behaviour of polycrystalline copper*. Mechanics of Materials (2007).

[33] J. LESAGE, D. CHICOT, L. NOSEI, J. FEUGEAS. *Prediction of hardness-depth profile from indentations at surface of materials*. Surface Engineering (2009).

[35] USER'S GUIDE CSM INSTRUMENTS. CSM Instruments SA. All rights reserved. Scratch & Indentation.

[37] RODRIGUEZ J. Pontificia Universidad Católica del Perú.
<http://es.slideshare.net/MohaJabes/fallas-por-fatiga>. (2014).

[38] M. DAO, N. CHOLLACOOP, K.J. VAN VLIET, et al., Acta Mater. 49 (2001) 3899–3918.

[40] M. I. JEREZ, L. D. MORANTES (2011). *Determinación de la dureza mediante el método de indentación instrumentada de muestras de acero H13 depositadas con multicapas de Ti/TiN mediante el proceso de evaporación por arco catódico "Cathodic arc Evaporation (CAE)"*. Trabajo especial de grado. Universidad Industrial de Santander, Bucaramanga.

[41] R. MARTINEZ (2009). *Determinación de las propiedades estáticas de recubrimientos depositados por proyección térmica utilizando indentación normal*. Trabajo especial de grado. Universidad Central de Venezuela, Caracas.

[42] G. TRUJILLO. *Dureza Vickers*. UTP laboratorio de Resistencia de Materiales-Guia de laboratorio. <http://www.utp.edu.co/~gcalle/Contenidos/DurezaHV.htm>.

[43]Materia Rio de Janeiro. On-line version ISSN 1517-7076. www.scielo.br/scielo.php?pid=S1517-70762012000400003&script=sci_arttext. (2012).

REFERENCIAS ELECTRÓNICAS

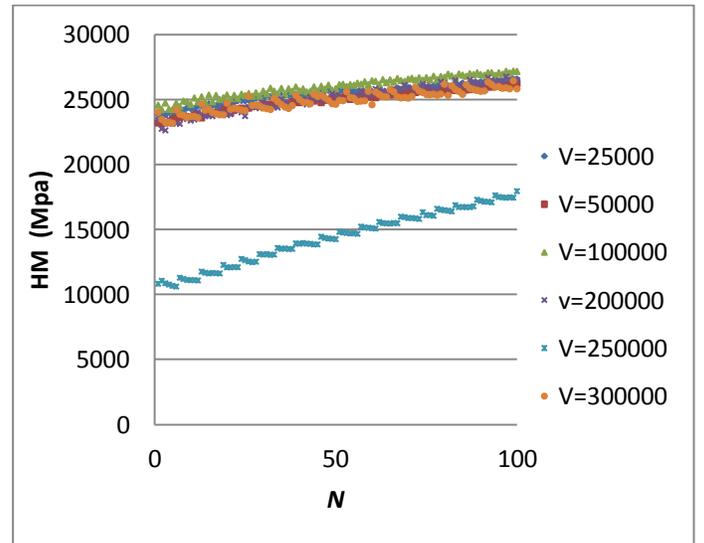
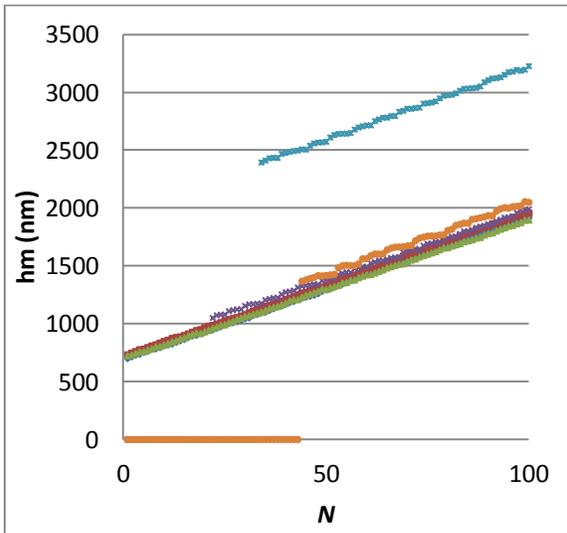
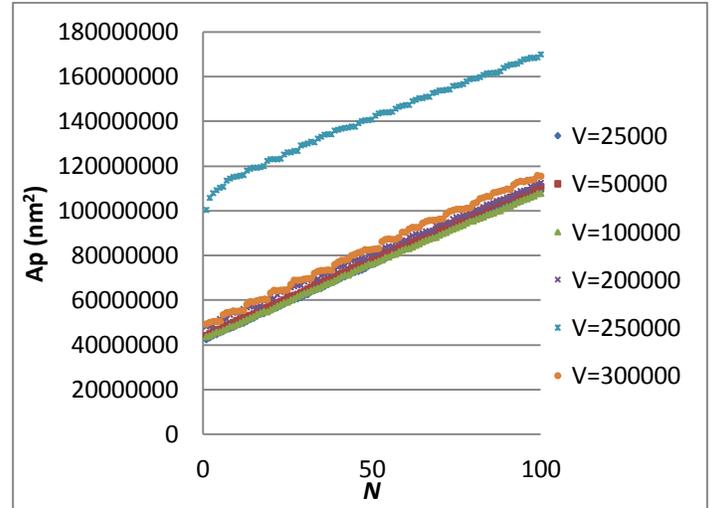
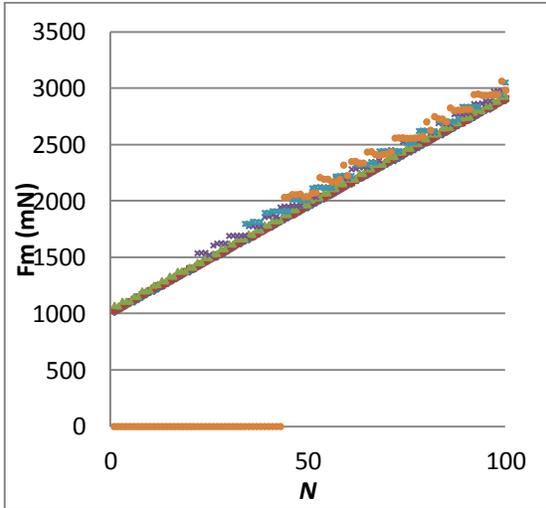
- Promecol LTDA. SAE 1020. <http://54.84.219.185/~prom1266/wp-content/uploads/2013/06/SAE1020.pdf>.
- Ferraceros Aceros Especiales y Servicios. [Http://ferraceros.com.co/Productos/Carbono1020.htm](http://ferraceros.com.co/Productos/Carbono1020.htm). (2014).
- Matweb, Material Property Data, online database, <http://www.matweb.com/>.
- RODRIGUEZ J. Pontificia Universidad Católica del Perú. <http://es.slideshare.net/MohaJabes/fallas-por-fatiga>. (2014).
- G. TRUJILLO. *Dureza Vickers*. UTP laboratorio de Resistencia de Materiales-Guia de laboratorio. <http://www.utp.edu.co/~gcalle/Contenidos/DurezaHV.htm>.
- Materia Rio de Janeiro. On-line version ISSN 1517-7076. www.scielo.br/scielo.php?pid=S1517-70762012000400003&script=sci_arttext. (2012).

APÉNDICE

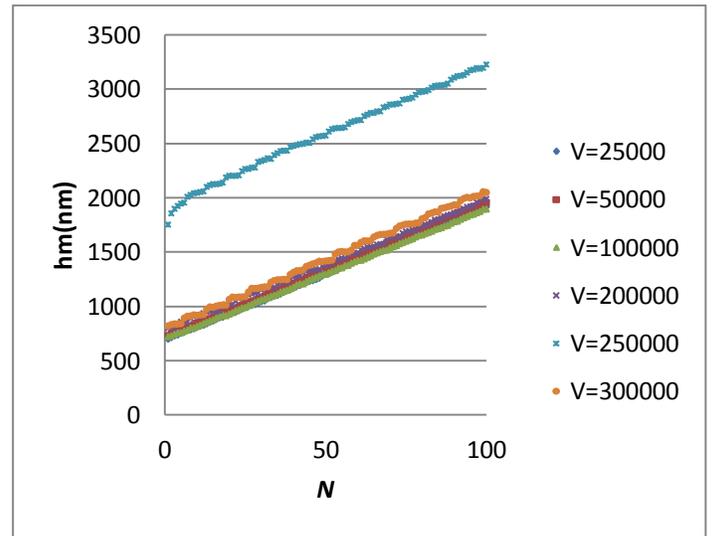
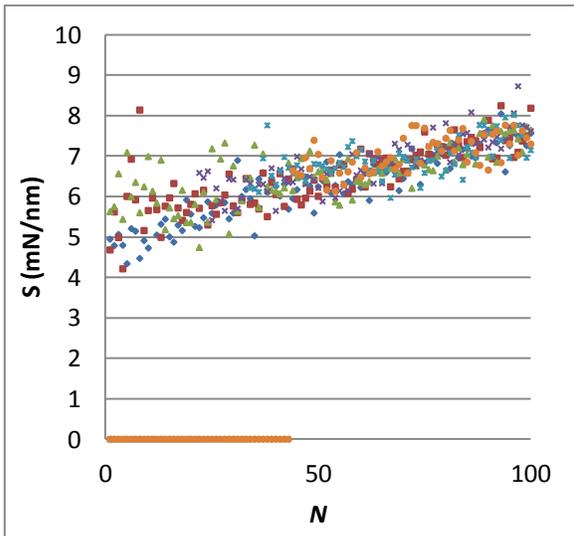
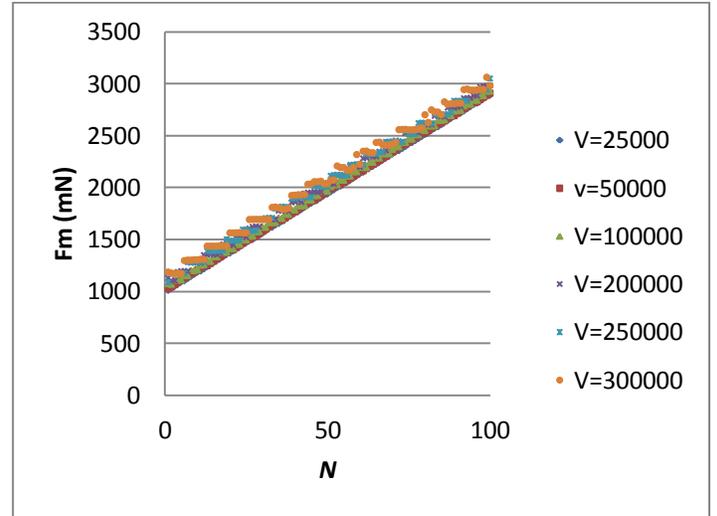
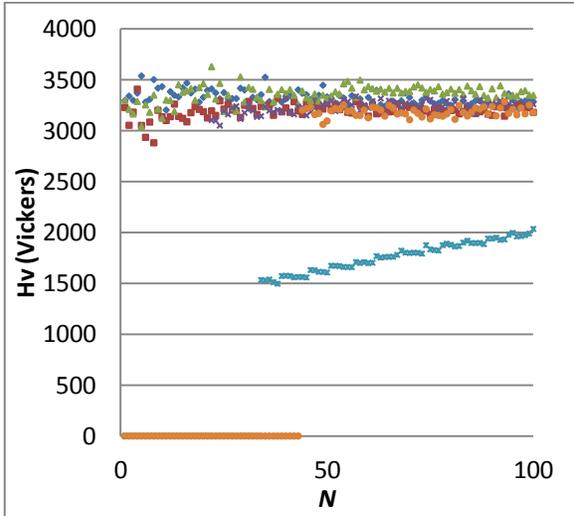
Apéndice A1

PROPIEDADES A CARGA PROGRESIVA VS NÚMERO DE CICLOS

METODO MARTENS INDENTADOR ESFERICO

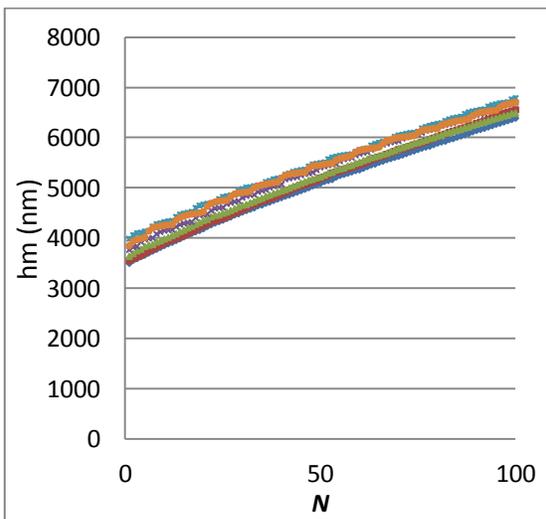
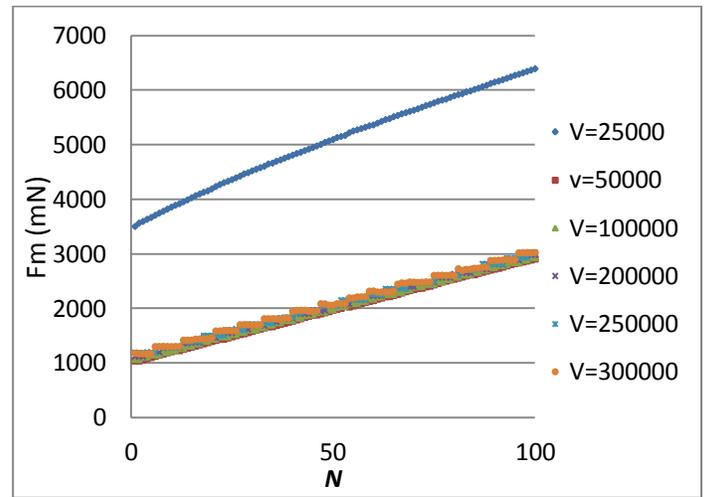
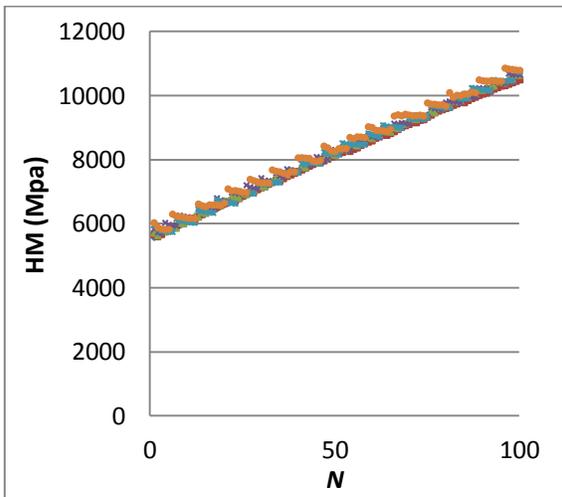


METODO TANGENTE INDENTADOR ESFERICO



CARGA PROGRESIVA VS NUMERO DE CICLOS INDENTADOR VICKERS

METODO MARTENS



METODO TANGENTE INDENTADOR VICKERS

