

TRABAJO ESPECIAL DE GRADO

DETERMINACIÓN DE PROPIEDADES ESTÁTICAS DE RECUBRIMIENTOS DEPOSITADOS POR PROYECCIÓN TÉRMICA UTILIZANDO INDENTACIÓN NORMAL.

Presentado ante la ilustre Universidad
Central de Venezuela por el Br:
Martínez H., Richard A.
Para optar al Título de Ingeniero Mecánico

Caracas, 2009

TRABAJO ESPECIAL DE GRADO

DETERMINACIÓN DE PROPIEDADES ESTÁTICAS DE RECUBRIMIENTOS DEPOSITADOS POR PROYECCIÓN TÉRMICA UTILIZANDO INDENTACIÓN NORMAL.

Tutor Académico: Prof. Alberto Pertuz.

Presentado ante la ilustre Universidad
Central de Venezuela por el Br:
Martínez H., Richard A.
Para optar al Título de Ingeniero Mecánico

Caracas, 2009



Caracas, 12 de noviembre de 2.009

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 el bachiller:

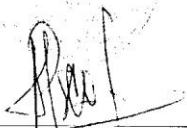
RICHARD MARTÍNEZ

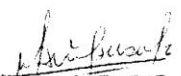
Titulado:

“DETERMINACIÓN DE PROPIEDADES ESTÁTICAS DE RECUBRIMIENTOS DEPOSITADOS POR PROYECCIÓN TÉRMICA UTILIZANDO INDENTACIÓN NORMAL”

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


Prof. María de los A. Rodríguez
Jurado



Prof. Alberto Pertuz
Tutor


Prof. Manuel Martínez
Jurado

DEDICATORIA

Primeramente dedico este proyecto a Dios y a la Virgen del Valle por ser mis guías en cada momento de mi vida.

A mis padres por haberme enseñado el camino correcto que se debe seguir y así poder cumplir cada una de mis metas.

A mi ESPOSA... Lina Blanco por confiar en mi y brindarme siempre su apoyo de manera incondicional.

A mi pequeña y adorada HIJA... Agatha.

AGRADECIMIENTOS

A Dios por brindarme la Vida y la gran ayuda para la culminación exitosa de éste trabajo de grado.

A nuestra gran UNIVERSIDAD CENTRAL DE VENEZUELA, la cual me brindó valiosos conocimientos, experiencias y momentos muy gratos. Además por permitirme ser miembro de esta gran familia Ucevista.

A mis Padres por apoyarme en todo momento con su gran amor.

A la Profesora Tibizay Zambrano por su comprensión y orientación en la obtención de un tema de tesis.

Al Prof. Alberto Pertuz por haber confiado en mí y haberme dado la posibilidad de desarrollar tan importante proyecto. Por brindarme sus valiosos conocimientos e ideas.

Al laboratorio de Ensayos Mecánicos de la Escuela de Ingeniería Mecánica y a todos los que en él laboran.

A todos mis seres queridos y amigos que alegran mi vida.

Muchas gracias a todos ustedes el camino al éxito se ha hecho más corto y grato.

Martínez H., Richard A.

DETERMINACIÓN DE PROPIEDADES ESTÁTICAS DE RECUBRIMIENTOS DEPOSITADOS POR PROYECCIÓN TÉRMICA UTILIZANDO INDENTACIÓN NORMAL.

Tutor Académico: Prof. Alberto Pertuz. Tesis. Caracas, U.C.V. Facultad de Ingeniería, Escuela de Mecánica. 2009, N° de páginas 111.

Palabras Claves: Recubrimiento Aleaciones de Base Níquel(Colmonoy 88),
Indentación Vickers, Indentación Knoop, Relaciones de Tabor.

RESUMEN

El presente trabajo se realizó con el objetivo de estimar las propiedades plásticas de un recubrimiento, a través del ensayo de indentación normal. Se verificaron las Relaciones Empíricas de Tabor[27] para el Acero AISI 4140(Q&T). Para ello se tomaron los valores del Ensayo de Tracción Uniaxial[8] y se realizaron los Ensayos de Indentación Vickers y Knoop. Los datos de esfuerzo y deformación experimentales de cada ensayo fueron modelados usando las ecuaciones de Hollomon[22], Voce[17], y Swift[22]. Luego se procedió a la comparación de las Curvas Esfuerzo-Deformación entre ambos ensayos. Se realizó el ensayo de Indentación Vickers y Knoop para probetas de Acero AISI 4140(Q&T) recubiertas con diferentes espesores de Aleaciones de Base Níquel(Colmonoy 88), y se observó una diferencia cuantitativa en el valor de dureza con respecto al valor teórico de recubrimiento, es decir un valor de dureza compuesta. Con el modelo propuesto por Lesage-Pertuz[20] se estimaron valores de dureza del recubrimiento, en función de la carga aplicada. Aplicando las relaciones Empíricas de Tabor se obtuvieron los valores de esfuerzo y deformación para construir la curva del recubrimiento.

Martínez H., Richard A.

**DETERMINATION OF STATIC PROPERTIES OF DEPOSITED
COATING FOR THERMAL PROJECTION USING NORMAL
INDENTATION.**

**Academic tutor: Prof. Alberto Pertuz. Thesis. Caracas, U.C.V. Faculty of
Engineering, School of Mechanics. 2009, N° of pages 111.**

Key words: Coating Alloys of Base Nickel(Colmonoy 88), Indentation Vickers,
Indentation Knoop, Empiric Relations of Tabor.

ABSTRACT

The present work was carried out with the objective of estimating the plastic properties of a coating, through the rehearsal of normal indentation. The Empiric Relations of Tabor[27] were verified] for the Steel AISI 4140(Q&T). For they took it the values of the Rehearsal of Traction Uniaxial[8] and they were carried out the Rehearsals of Indentation Vickers and Knoop. The data of effort and experimental deformation of each rehearsal were modeled using the equations of Hollomon[22], Voce[17], and Swift[22]. Then you proceeded to the comparison of the Curves Effort-deformation between both rehearsals. Carried out the rehearsal of Indentation Vickers and Knoop for test tubes of Steel AISI 4140(Q&T) recovered with different thickness of Alloys of Base Nickel(Colmonoy 88), and a quantitative difference was observed in the value of hardness with regard to the theoretical value of coating, that is to say a value of compound hardness. With the pattern proposed by Lesage-Pertuz[20] they were considered values of hardness of the coating, in function of the applied load. Applying the Empiric relations of Tabor the values of effort and deformation was obtained to build the curve of the coating.

ÍNDICE DE CONTENIDO

INTRODUCCIÓN	1
CAPÍTULO I: PROBLEMA EN ESTUDIO.....	3
1.1.-PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA	3
1.2.-OBJETIVO GENERAL	5
1.3.-OBJETIVO ESPECÍFICO.....	5
1.4.-ALCANCES.....	6
CAPÍTULO II: MARCO TEÓRICO.....	7
2.1.-ANTECEDENTES.....	7
2.1.1.-Modelos de Dureza que describen el Efecto del tamaño de la huella.....	7
2.1.2.-Modelos que relacionan la Dureza del Sustrato(Hs), del Recubrimiento(Hf) y del conjunto Sustrato-Recubrimiento(Hc).....	14
2.2.-RECUBRIMIENTO.....	29
2.2.1-Reconstrucción de Piezas.....	29
2.2.2.-Recubrimiento Antidesgaste de piezas Metálicas Nuevas.....	30
2.2.3.-Beneficios que se obtienen en el Recubrimiento de piezas.....	30
2.2.4.-Selección Optima de Aleaciones para Recubrimientos.....	31
2.3.-TERMORROCIADO.....	34
2.3.1.-Características.....	35
2.3.2.-Material de Alimentación.....	36
2.3.3.-Sustratos.....	36
2.3.4.-Propiedades del Proceso de Termorrociado.....	37
2.3.5.-Tipos de Termorrociado.....	38
2.3.5.1.-Procesos de Combustión.....	38
2.3.5.1.1.-Proceso por Llama.....	38
2.3.5.1.2.-Rociado por HVOF (High Velocity Oxygen Fuel).....	40
2.3.5.1.3.-Rociado por Detonación.....	41
2.3.5.2.-Procesos Eléctricos.....	42

2.3.5.2.1-Proyección al Arco Eléctrico.....	42
2.3.5.2.2- Proyección en Plasma.....	43
2.3.6.-Aplicaciones del Proceso de Termorrociado.....	44
2.4.-MEDIDA DE LA DUREZA MEDIANTE INDENTACIÓN.....	44
2.4.1.-Definición.....	44
2.4.2 Introducción del Método de Indentación.....	46
2.4.3.-Tipos de Ensayos de Dureza.....	48
2.4.3.1.- Ensayo Brinell. (Indentador Esférico).....	48
2.4.3.2.-Ensayo Rockwell. (Indentador Cónico).....	49
2.4.3.3.-Ensayo Vickers. (Indentador Piramidal).....	50
2.4.3.4.-Ensayo Knoop. (Indentador Piramidal).....	52
2.4.3.5.-Ensayo Berkovitch. (Indentador Piramidal).....	54
2.4.3.6.-Síntesis.....	54
2.4.4.-Deformaciones más Comunes de una Huella.....	56
2.4.5.-Relación Carga / Talla de la Huella.....	59
2.4.6.-Relación entre la Cantidad de Dureza Vickers Y Knoop.....	61
2.5.-TRATAMIENTOS TÉRMICOS.....	65
2.5.1.- Temple.....	65
2.5.2.- Revenido.....	69
2.5.3.- Recocido.....	70
CAPÍTULO III: METODOLOGÍA EXPERIMENTAL.....	72
3.1.-MATERIAL BASE.....	72
3.1.1.-Maquinado y Preparación de las Probetas.....	72
3.2 RECUBRIMIENTO.....	74
3.2.1.-Deposición del Recubrimiento.....	74
3.2.2.-Determinación del Espesor del Recubrimiento.....	75
3.3.-ENSAYOS DE INDENTACIÓN.....	77
3.4.-CONSTRUCCIÓN DE LA CURVA DE ESFUERZO CONTRA DEFORMACION A PARTIR DE INDENTACIÓN.....	79
3.5.-CURVAS DEL SISTEMA SUSTRATO-RECUBRIMIENTO.....	80

CAPÍTULO IV: RESULTADOS Y ANÁLISIS.....	81
4.1 ENSAYO DE TRACCIÓN UNIAXIAL.....	81
4.2 ENSAYO DE INDENTACIÓN.....	85
4.2.1.-Deformación Vickers.....	85
4.2.2.-Deformación knoop.....	86
4.3.-COMPARACIÓN DE LAS CURVAS ESFUERZO – DEFORMACIÓN OBTENIDAS POR EL ENSAYO DE TRACCIÓN UNIAXIAL E INDENTACIÓN.....	92
4.4.-SISTEMA SUSTRATO/RECUBRIMIENTO.....	98
CAPÍTULO V: CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES.....	107
5.1.-CONCLUSIONES.....	107
5.2.-RECOMENDACIONES.....	108
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	109

CAPÍTULO I: PROBLEMA EN ESTUDIO

1.1 PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA

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 y/o a la corrosión. Durante mucho tiempo se consideró que una pieza tenía una vida útil, la cual al cumplirse daba lugar al reemplazo de la pieza. La necesidad de mejorar la superficie de los materiales, ha conducido al desarrollo de piezas revestidas con materiales duros depositados sobre sustratos de propiedades mecánicas menores que dichos recubrimientos. El recubrimiento es un proceso en el cual se aplica un producto químico en estado líquido o en una formulación compuesta, sobre un sustrato mediante diferentes métodos como termorrociado, soldadura, etc., con el fin de mejorar la resistencia al desgaste o recuperar las dimensiones adecuada para la puesta en servicio de la pieza.

El sustrato base y el revestimiento se consideran como entes diferentes en cuanto a sus propiedades mecánicas, y al formar parte de una misma pieza, la nueva será un ente diferente, incluso a sus componentes. De este modo se puede lograr obtener la combinación deseada de las propiedades mecánicas para una pieza en general.

Generalmente para conseguir las curvas de esfuerzo deformación se utiliza el ensayo de tracción, el cual consiste en la aplicación de una fuerza en dirección axial a una probeta hasta su fractura. La fabricación de las probetas para los ensayos de tracción requiere de varias actividades importantes dentro de las cuales se involucra la inversión de dinero, tiempo y otros factores. Por otro lado el estudio de materiales convencionales es estándar y en gran parte destructivos. Es por ello que se han

buscado métodos alternativos para la obtención de esta curva, como es el caso del ensayo de indentación.

La determinación de la dureza de la película de recubrimiento, es primordial en el conocimiento de las propiedades globales de la pieza revestida. Para medir directamente la dureza de recubrimientos delgados, es factible utilizar la nanodureometría, método en el cual se utilizan cargas inferiores a cinco (5) gramos. Pero esta técnica, ha sido puesta a punto recientemente, es costosa y compleja, puesto que es muy sensible a las vibraciones sobre todo en ambientes industriales. Es necesario por lo tanto, utilizar el método de microdureometría tradicional, en el cual, las cargas de la indentación varían de cinco (5) gramos a un (1) kilogramo.

Sin embargo al aplicarse un recubrimiento grueso sobre el sustrato se puede utilizar la técnica de Macrodureometría, en donde las cargas son superiores a un (1) kilogramo. Al realizar el ensayo a la muestra recubierta, el valor de dureza del recubrimiento puede ser influenciado por el sustrato debido a la magnitud de las cargas aplicadas. Para determinar la dureza, solo del recubrimiento, es necesario separar las contribuciones de recubrimiento y sustrato a la dureza medida. Para esto, se pueden utilizar numerosos modelos disponibles en la bibliografía.

A nivel nacional, particularmente en la industria petrolera y química, el estudio de la resistencia al desgaste del recubrimiento Colmonoy 88 (Ni,W, Cr, B, Si, Fe,C) sería muy significativo, ya que estos son utilizados, al igual que en otros países, en bombas y compresores con el fin de alargar su vida útil y disminuir costos de mantenimiento, entre otros. Estos dispositivos por ejemplo, tienden a presentar problemas de resistencia a la erosión, abrasión y corrosión principalmente, lo que nos lleva a estudiar dicho recubrimiento y así confirmar que este material es verdaderamente resistente al desgaste.

1.2 OBJETIVO GENERAL

Determinar la curva esfuerzo-deformación real de propiedades estáticas de recubrimientos depositados por proyección térmica utilizando indentación normal.

1.3 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Determinar las curvas de indentación H vs P utilizando penetradores tipo Vickers y Knoop.
- Validar la universalidad de la constante de proporcionalidad empírica propuesta por Tabor [27] para la gama de valores de indentación Vickers y Knoop encontrados.
- Estudiar la influencia de las partes (substrato y recubrimiento) en la determinación de los esfuerzos y deformaciones reales característicos del recubrimiento.
- Ajustar los valores encontrados de esfuerzo y deformación según un modelo matemático de indentación normal.
- Estimar la curva esfuerzo-deformación real del recubrimiento.

1.4 ALCANCES

- Realizar ensayos de indentación normal a las muestras de material base y material con recubrimiento utilizando penetradores Vickers y Knoop
- Calcular la constante de proporcionalidad entre H y S_{ut} para el sustrato y de ser posible para el recubrimiento utilizando para ello el modelo propuesto por Tabor [27].
- Extraer el efecto del sustrato (Acero AISI 4140 (Q&T)) del conjunto sustrato/recubrimiento (Acero AISI 4140 (Q&T)/ Aleaciones de Base Níquel(Colmonoy 88), utilizando para ello un modelo matemático (tipo Lesage-Pertuz[20]) que se adecue de acuerdo a la forma del penetrador.
- Ajustar los valores reales encontrados por indentación normal a un modelo matemático adecuado tipo: Hollomon[22], Voce[17], Swift[22]., que represente al recubrimiento en estudio.

CAPÍTULO II: MARCO TEÓRICO

2.1 ANTECEDENTES

2.1.1.- Modelos de Dureza que describen el Efecto del Tamaño de la Huella

Existen diferentes modelos para representar la variación de la dureza con la carga. Estos modelos consisten en expresar la carga P en función de un parámetro de tamaño relacionado con la huella de indentación, para así obtener una expresión de la dureza únicamente en función de este parámetro.

El primer ensayo de indentación-dureza ampliamente aceptado y estandarizado fue propuesto por J. A. Brinell[13] en 1900. Sin embargo, El primer paso importante encaminado a determinar las propiedades plásticas de un material mediante técnicas de indentación puede ser atribuido a Meyer, quien definió la dureza en función del área proyectada por el indentor[8], en vez del área superficial propuesta anteriormente por Brinell. La presión media entre la superficie del indentor y la huella es igual a la carga dividida por el área proyectada

$$P_m = \frac{P}{\pi * r^2} \quad (1.1)$$

Donde

P_m : Presión media

P: Carga aplicada

r: Radio de la huella.

Meyer (1908), propuso al comienzo del siglo pasado, que la variación de diámetro de la huella (ensayo Brinell) en función de la carga esta representada por una relación empírica, llamada generalmente *Ley de Meyer*, según la cual:

$$P = k \cdot d^{n'} \quad (1.2)$$

donde

P: Carga aplicada, Kg.

D: Diámetro de la huella, mm.

n' : Constante del material relacionada con el endurecimiento por deformación del metal.

K: constante del material que expresa la resistencia del metal a la penetración.

El parámetro n' se obtiene calculando la pendiente de la recta $P = f(d)$ en coordenadas bi-logarítmicas. A es el valor de P cuando $d = 1$. Un metal completamente recocido tiene un valor de n' cercano a 2,5, mientras n' es más o menos 2 para metales completamente endurecidos plásticamente

El parámetro n' está relacionado con el coeficiente de endurecimiento de la ecuación de Hollomon. Este coeficiente representa la dependencia de la dureza con respecto a la carga, así se tiene:

- Cuando $n = 2$, la dureza es independiente de la carga.
- Cuando $n < 2$ (esto corresponde al caso más frecuente), la dureza aumenta cuando la carga disminuye.
- Cuando $n > 2$, la dureza tiende al infinito cuando la carga aumenta (como la dureza es casi constante en el dominio de la macrodureza, entonces la representación de Meyer es válida solo en un dominio limitado de carga). Si la carga es muy pequeña la deformación alrededor de ella no es totalmente plástica y la ecuación (1.2) no se aplica.

En 1951 Tabor[27] desarrolló un método empírico con el cual se calcula la deformación y esfuerzo real de un material, cuando éste se presenta un comportamiento plástico. Las expresiones propuestas por Tabor fueron las siguientes:

$$\sigma = \frac{P_m}{2,8} \quad (1.3)$$

$$\varepsilon = 0,2 * \frac{d}{D} \quad (1.4)$$

$$P_m = \frac{P}{A_{proy}} \quad (1.5)$$

donde

d: Diámetro de contacto.

D: Diámetro del Indentor.

Pm: Presión media.

Aproy: Área proyectada por el indentor.

Los modelos de dureza han sido ampliamente estudiados, desde los años sesenta. El primer modelo fue propuesto por el francés Bückle (1960, 1965, 1971), en donde se describen modelos aplicados para el ensayo de indentación Vickers, pero el fenómeno existe con los demás tipos de ensayos de indentación. Generalmente la variación de la carga P con la diagonal d de la huella Vickers está representada por una ley de potencia, y también por un desarrollo polinomial de d como se expone

$$P = A_0 + A_1d + A_2d^2 + \dots + A_nd^n \quad (1.6)$$

donde

P = carga aplicada en Kg.

d = diagonal de la huella en mm.

A_i = coeficientes de superficie.

Aumentando el número de parámetros se obtienen mejores correlaciones, pero el significado físico de los parámetros con frecuencia se invierte proporcionalmente a la cantidad. Este es el por qué Mitshe (1971), Frölich (1977) y Vingsbo (1986), se limitan a un polinomio de tercer grado:

$$P = A_0 + A_1d + A_2d^2 + A_3d^3 \quad (1.7)$$

En la ley polinomial, Hays y Kendall (1973) introdujeron una constante W que representa la mínima resistencia del material a la penetración:

$$P = W + A \cdot d^2 \quad (1.8)$$

Recientemente, Li y Bradt (1993), analizando hechos experimentales, llegan a la conclusión de que el valor resultante de W es muy elevado como para tener un sentido físico real. Sugieren, por lo tanto, que W no es constante, que este parámetro es directamente proporcional al tamaño de la indentación. Proponen, por lo tanto, la siguiente relación:

$$P = A_1d + A_2d^2 \quad (1.9)$$

En la Figura 1.2 se puede ver que la relación (1.9) coincide perfectamente en el caso de las cerámicas analizadas por Gong et. al (2002). Los autores proponen que el coeficiente A_2 corresponde a un término constante de la dureza y que el coeficiente A_1 esta relacionado con la resistencia elástica del material y con la fricción entre el material y el indentador.

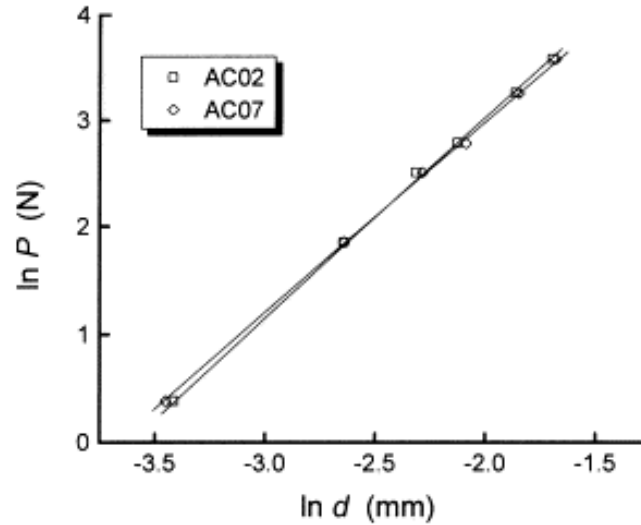


Figura 1.1 Ejemplo de representación de Meyer obtenida de los compuestos Al_2O_3 – TiC .

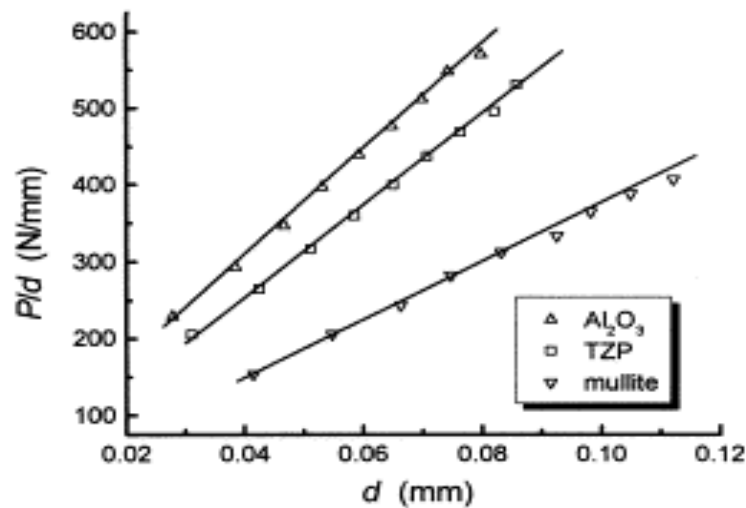


Figura 1.2

Representación de Li y Bradt aplicada a unas cerámicas ZrO_2 y Al_2O_3 .

Introduciendo la relación (1.9) en la expresión de la dureza Vickers, se obtiene:

$$HV = \alpha \frac{A_1 \cdot d + A_2 \cdot d^2}{d^2} = \alpha A_2 + \alpha \cdot \frac{A_1}{d} = H_0 + \frac{B}{d} \quad (1.10)$$

donde H_0 , es la denominada *dureza absoluta*. Su valor corresponde a la dureza que se obtendría por una carga infinita aplicada. La pendiente B representa la variación de la dureza con la carga aplicada. Esta anterior representación es propuesta por Thomas (1987).

Gong y Guan (2001) aplicando el modelo propuesto por Li y Bradt (1993) a varias cerámicas, pudieron observar una desviación con relación a la linealidad (Figura 1.3). Teniendo en cuenta esta desviación, los autores propusieron la introducción del coeficiente A_0 en la relación (1.9):

$$P = A_0 + A_1 d + A_2 d^2 \quad (1.11)$$

A_0 es equivalente a una carga “crítica” cuyo sentido físico no está claramente definido. Pero se podría tratar de la carga que hace nula la diagonal de la huella, pues con dicha carga, la recuperación elástica del material conduce a la desaparición de la huella, después de retirar el indentador que aplica la carga A_0 .

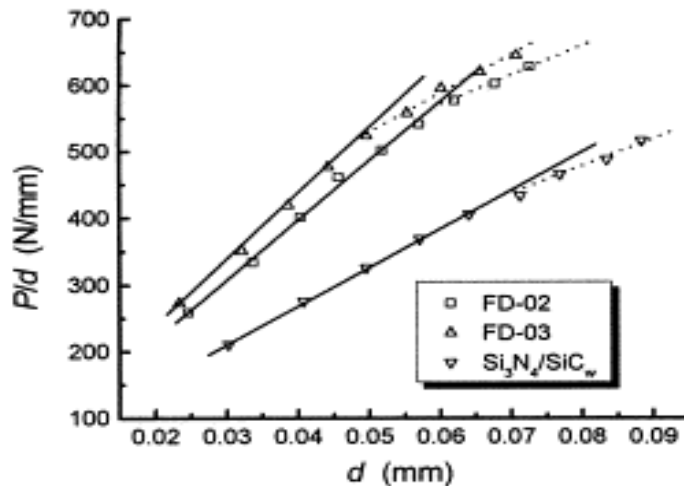


Figura 1.3

Resultados de Gong et. al (2001) a los diferentes tipos de cerámicas Si_3N_4 .

Recientemente, Gao et al. (1999) propusieron una novedosa teoría a raíz de los trabajos de Taylor en 1935, quien propone el concepto de dislocaciones para explicar la deformación plástica. En base a esto, Gao introduce un concepto geométrico de dislocaciones, necesario para asegurar la compatibilidad local de las deformaciones. Esta teoría, llamada “Gradient de Plasticité” condujo a los autores a proponer una relación de la forma:

$$H = H_0 \cdot \sqrt{1 + \frac{h_0}{h}} \quad (1.12)$$

donde h representa la profundidad de la huella y h_0 una longitud característica en función de la material.

Un ejemplo de aplicación (Figura 1.4) es propuesto por Qiu *et. al* (2003) en base a los trabajos experimentales de Mc Elhaney *et. al* (1998).

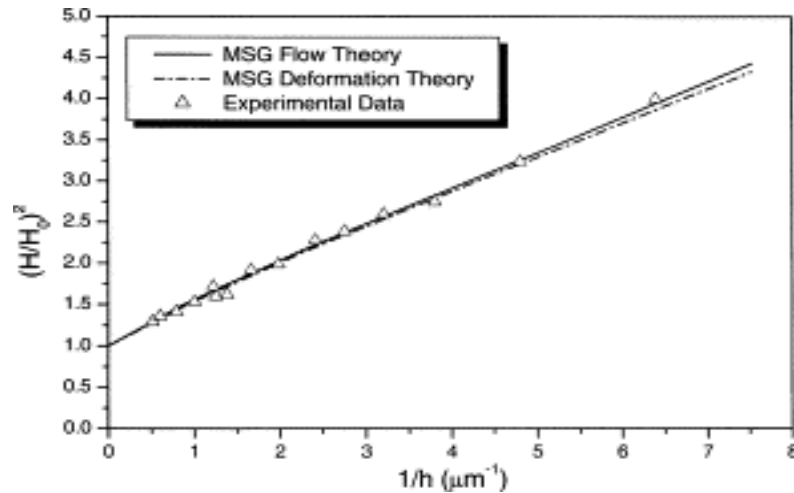


Figure 1.4

Representación del modelo de “Gradient de Plasticité” por Qiu et. al (2003).

M. Mata, M. Anglada, J. Alcalá et al.[23], utilizaron técnicas de microindentación instrumentalizada para la evaluación del comportamiento elastoplástico de materiales. La coincidencia entre las modelizaciones por elementos finitos de la mecánica del contacto de indentores cónicos y las observaciones experimentales de indentación Vickers permiten establecer una metodología para la

evaluación del módulo de Young, dureza y coeficiente de endurecimiento a partir de las curvas de carga aplicada (P)-profundidad de penetración (h) medidas mediante indentación instrumentalizada. Se presta especial énfasis al estudio de los fenómenos de apilamiento y hundimiento alrededor del área de contacto, y a establecer su correlación con el coeficiente de endurecimiento del material indentado. Los resultados de esta investigación permiten la evaluación directa del área de contacto a partir de las mediciones de profundidad de penetración.

Como se puede ver existen numerosos modelos que describen el efecto del tamaño de la indentación. Dichos modelos no son teorías físicamente bien fundadas, la mayoría de ellos permiten una buena representación de los puntos experimentales. Sin embargo se debe utilizar con prudencia estos modelos, pues se dan fenómenos en la superficie del material que pueden disfrazar el fenómeno físico que debe estar en compatibilidad con las deformaciones.

2.1.2.- Modelos que relacionan la Dureza del Sustrato(H_S), del Recubrimiento(H_F) y del Conjunto Sustrato-Recubrimiento(H_C).

El valor de dureza H_C , que se calcula a partir de la huella de indentación, es el resultado de las contribuciones conjuntas, del sustrato y de la película. Para separar estas contribuciones, los modelos matemáticos disponibles dentro de la literatura, suponen una ley lineal aditiva (o ley de las mezclas) para expresar la medida de dureza compuesta H_C en función de la dureza de la película H_F y del sustrato H_S . Esta ley se expresa de la forma:

$$H_C = aH_F + bH_S \quad (1.13)$$

Los coeficientes a y b representan las influencias respectivas de la película y el sustrato sobre la medida de dureza. Estos parámetros cumplen la relación: $a+b=1$. Por lo tanto, la ley lineal aditiva puede expresarse como sigue:

$$H_C = H_S + a(H_F - H_S) \quad (1.14)$$

donde a se denominará, coeficiente de influencia.

Esta última expresión, depende de un solo parámetro, el cual representa el motivo de los diferentes modelos que le dan una forma al coeficiente de influencia a , para deducir la dureza del recubrimiento H_F .

El modelo de Bückle (1960, 1965, 1971), busca de manera semi-empírica, las contribuciones respectivas del sustrato y de la película de recubrimiento, a la dureza medida. Durante el ensayo de indentación, se genera debajo del indentador, una zona de deformación plástica. Para Bückle, esta zona se divide arbitrariamente en doce capas paralelas a la superficie, de igual espesor e igual a la profundidad de penetración del indentador. De esta forma el valor medido de dureza, es el resultado de la adición de las contribuciones relativas de cada una de estas capas, según el producto de su dureza propia H_i y de un coeficiente de ponderación P_i el cual está en función de la distancia a la superficie:

$$H = \frac{\sum_{i=1}^n H_i \cdot P_i}{\sum_{i=1}^n P_i} \quad \text{donde} \quad \sum_{i=1}^n P_i = 100 \quad (1.15)$$

La figura 1.5 muestra la ponderación por capa de la zona de deformación debajo del indentador.

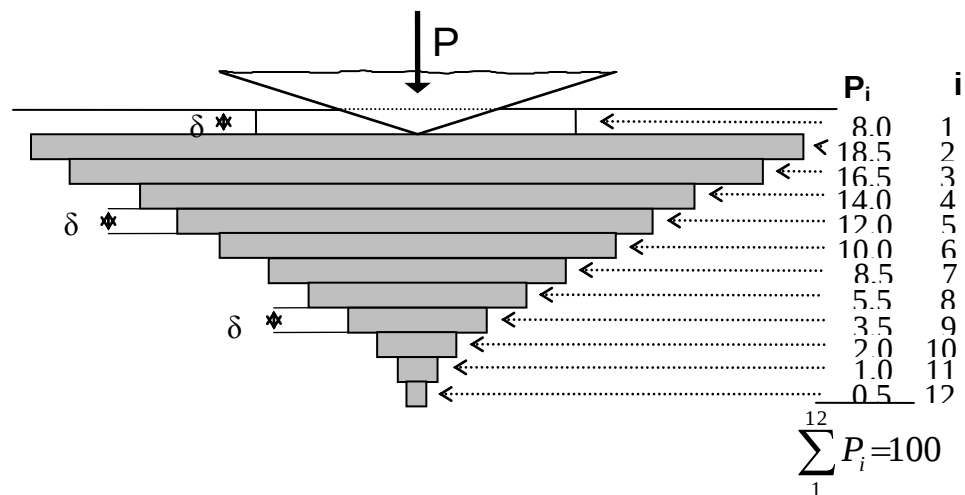


Figura 1.5 Ponderación de capas debajo de la indentación.

En el caso de un material recubierto, Bückle propone expresar el grosor del revestimiento t como un múltiplo de la profundidad de penetración δ

$$t = k \cdot \delta \quad (1.16)$$

donde k corresponde al número de orden de la última capa hipotética que se encuentra dentro del revestimiento. En estas condiciones y para un revestimiento homogéneo de dureza H_F depositada sobre un substrato de dureza H_S , el parámetro a de dureza compuesta se escribe:

$$a = \frac{\sum_{i=1}^k P_i}{\sum_{i=1}^{12} P_i} \quad (1.17)$$

A partir de los valores de P_i indicados en la figura 1.5, es posible calcular el coeficiente de influencia a que relaciona la profundidad de la impresión con el espesor del revestimiento ($\delta / t = 1 / k$). La figura 1.6 muestra el resultado de los cálculos.

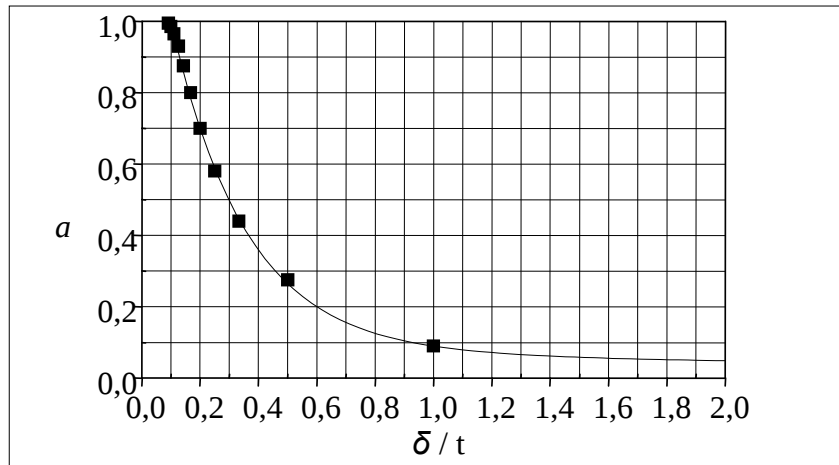


Figura 1.6

Evolución del coeficiente de influencia a en función de la razón δ / t

En ciertos casos, las previsiones del modelo de Bückle se apartan significativamente de los valores experimentales. Lesage (1999) piensa que esto sucede por la geometría de la zona deformada bajo la indentación supuesta por Bückle. Para el autor, esta zona debería estar representada por un hemisferio como se admite generalmente en la bibliografía.

Según la hipótesis de Lawn (1994), resulta un hemisferio tal como se ve en la figura 1.7

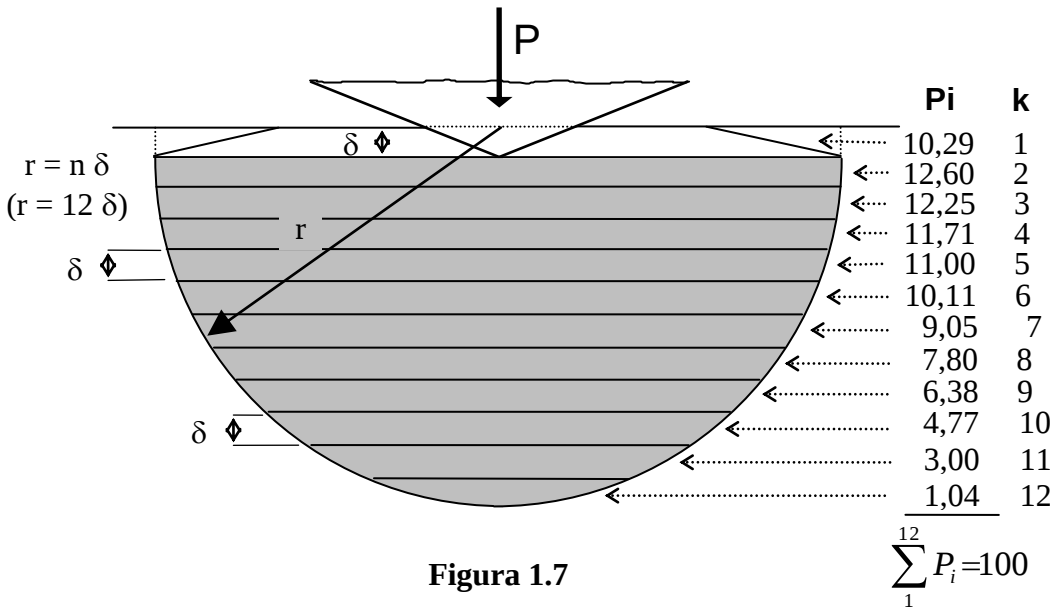


Figura 1.7
Modificación de la repartición de los pesos dentro de las capas, supuestamente afectadas por la deformación

La figura 1.8 representa el modelo de Bückle modificado, calculado a partir de los nuevos valores de los pesos ponderados P_i , se compara además con el modelo original.

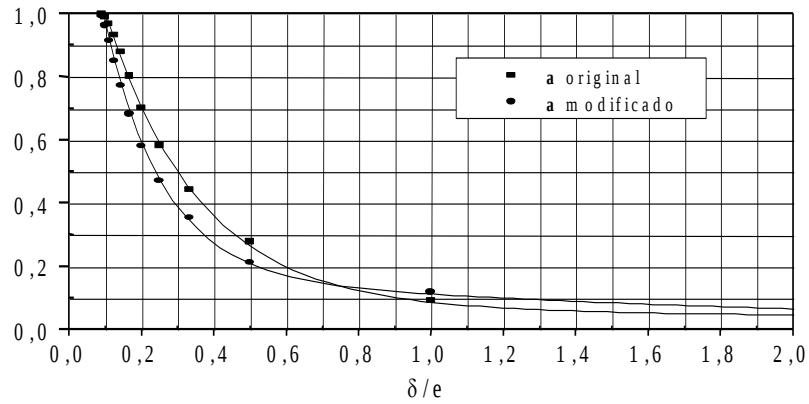


Figura 1.8

Evolución del coeficiente modificado en función de la relación δ/ϵ .

El modelo de Jonson y Hogmark (1984,1986), esta basado en una ley de mezclas de las áreas, supuestamente afectadas por la indentación dentro de la película y el sustrato. Para estos autores, el coeficiente a esta representado por la relación de las áreas, deducidas de la impresión o huella de la indentación. Se obtiene entonces la relación:

$$a = \frac{A_F}{A} \quad (1.18)$$

donde A_F es el área proyectada sobre la cual se aplica la presión H_F y A es el área total proyectada de impresión. Se considera que el área A_F es aquella sobre la cual se manifiesta la deformación plástica o la mayor cantidad de fracturas sobre la película, según sea el caso. La hipótesis que se plantea es que la deformación de la capa está en coherencia con la del sustrato bajo la impresión de la indentación. (Figura 1.9) y que la energía que genera la deformación, está únicamente localizada sobre los flancos de la impresión. Para la geometría del indentador Vickers, se tiene:

$$A = \left(\frac{d}{\sqrt{2}} \right)^2 \quad \text{y} \quad A_F = \left(\frac{d}{\sqrt{2}} \right)^2 - \left(\frac{d}{\sqrt{2}} - 2 \cdot x \right)^2 \quad (1.19)$$

En la expresión (1.7), x es un factor geométrico que depende del modo de deformación de la capa delgada o película. Para expresar el área A_F , los autores consideraron dos geometrías diferentes, relacionadas con el modo de deformación de la película. La figura 1.10 (a) representa la geometría deducida, cuando la película se deforma plásticamente bajo el indentador (materiales dúctiles) y la figura 1.10 (b) muestra el caso en que predominan las grietas en el revestimiento y el espesor del mismo permanece constante durante la indentación (materiales frágiles).

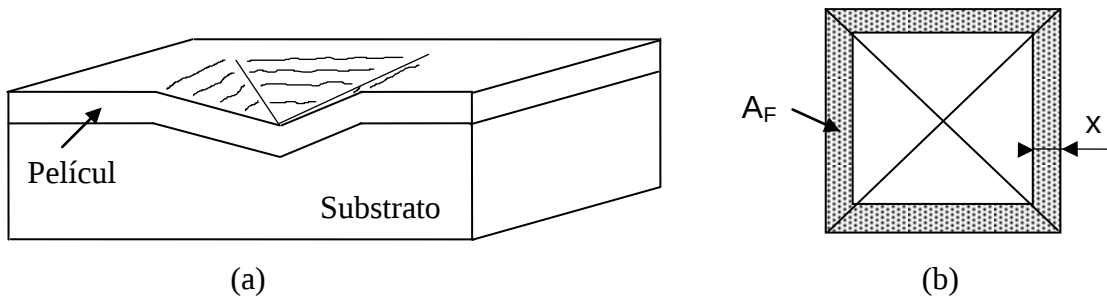


Figura 1.9

(a) Sección de una impresión Vickers sobre material revestido. (b) Definición del área A_F (en gris)

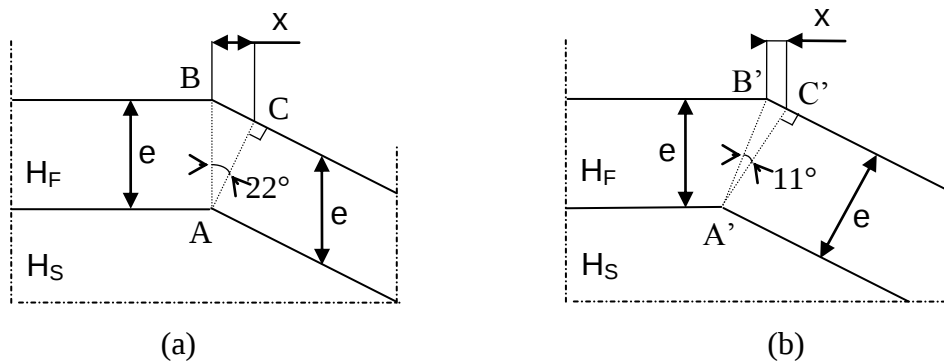


Figura 1.10

Representación geométrica del modelo de Jönsson y Hogmark: caso dúctil (a) y caso frágil (b)

Dentro de estas condiciones, el parámetro x se escribe:

- $x = t \cdot \sin(22^\circ) \cdot \cos(22^\circ)$, cuando la película es dúctil sobre un sustrato duro (figura 1.10 (a))
- $x = t \cdot \tan(11^\circ) \cdot \cos(22^\circ)$, cuando la película es frágil sobre un sustrato blando (figura 1.10 (b))

Esto conduce a la expresión siguiente del coeficiente de influencia:

$$a = \left(\frac{A_F}{A} \right) = C \cdot \left(\frac{1}{d} \right) - C^2 \left(\frac{1}{d} \right)^2 \quad (1.19)$$

Donde C es una constante que depende de la deformación de la película bajo la huella ó impresión. Para los sustratos duros que dan cabida a una deformación plástica de la película (figura 1.10 (a)):

$$C = 2 \cdot \sqrt{2} \cdot \frac{x}{t} = 2 \cdot \sqrt{2} \sin(22^\circ) \cos(22^\circ) \approx 1 \quad (1.20)$$

y para las películas duras y frágiles depositadas sobre sustratos blandos (figura 1.10 (b)):

$$C = 2 \cdot \sqrt{2} \cdot \frac{x}{t} = 2 \cdot \sqrt{2} \tan(11^\circ) \cos(22^\circ) \approx 0.5 \quad (1.21)$$

Una primera proposición de modificación sobre la ley de las mezclas de superficie, por una ley de mezclas de volúmenes, es realizada por Burnett, Bull, Rickerby y Page (1984 – 1990), quienes se fundamentan en los trabajos adelantados por Sargent (1979). Dentro de este modelo, los autores utilizan una ley de mezclas de volúmenes de las zonas plásticas desarrolladas dentro de la película V_F y el sustrato V_S :

$$H_C = \left(\frac{V_F}{V} \right) \cdot H_F + \left(\frac{V_S}{V} \right) \cdot H_S \quad (1.22)$$

Es frecuente suponer que la región deformada tiene geometría hemisférica con un

radio r_i según el tamaño y geometría de la indentación y las propiedades del material. La relación ha sido propuesta por Lawn (1980):

$$r_i = \frac{d}{2} \left(\frac{E}{H} \right)^{1/2} \cdot \cot^{1/3} \xi \quad (1.23)$$

donde d es la diagonal de la impresión de la indentación, E es el modulo de Young, H es la dureza y ξ es el semi-ángulo en el vértice del indentador (igual a 74°).

Para obtener mejores estimaciones en el desarrollo de su modelo, Burnett y Rickerby introdujeron un factor de corrección χ llamado “parámetro de interfase”. Ellos justifican la introducción de dicho parámetro considerando que no puede haber separación entre la película y el sustrato en el momento de la indentación. Los autores expresan, entonces, el parámetro a de dureza compuesta bajo la forma:

$$a = \frac{V_s \chi^3}{V_s \chi^3 + V_f} \quad \text{para } H_F > H_s$$

$$a = \frac{V_s}{V_s + V_f \chi^3} \quad \text{para } H_F < H_s \quad \text{con } \chi \propto \left(\frac{E_F \cdot H'_s}{E_s \cdot H'_F} \right)^{\frac{n}{2}} \quad (1.24)$$

donde E_s y E_F son los módulos de Young del sustrato y de la película respectivamente. H'_s y H'_F son las durezas del sustrato y del recubrimiento respectivamente, calculadas a partir de una diagonal de indentación de $10 \mu\text{m}$, n es un coeficiente generalmente cercano a 1.

Para evitar la introducción de tal parámetro, Chicot y Lesage (1995) propusieron igualmente un modelo basado en una ley de mezclas de volúmenes deformados plásticamente por el indentador, dentro de la película y del sustrato. Pero para describir las contribuciones del revestimiento y del sustrato dentro del proceso

de deformación, ellos superpusieron dos sistemas hipotéticos representados en la figura 1.11. En estas condiciones la dureza compuesta tiene por expresión:

$$H_C = \alpha_1 \left(\frac{V_{FF}}{V_F} + \frac{V_{SF}}{V_S} \right) H_F + \alpha_2 \left(\frac{V_{FS}}{V_F} + \frac{V_{SS}}{V_S} \right) H_S$$

con $V_S = V_{SF} + V_{SS}$ y $V_F = V_{FF} + V_{FS}$ (1.25)

Se puede notar en la relación (1.25) que la película influye en la deformación del substrato así como también el substrato influye en la deformación de la película.

La condición necesaria que deben cumplir los coeficientes a y b ($a+b=1$) conduce a:

$$\alpha_1 = \alpha_2 = \frac{1}{2}$$

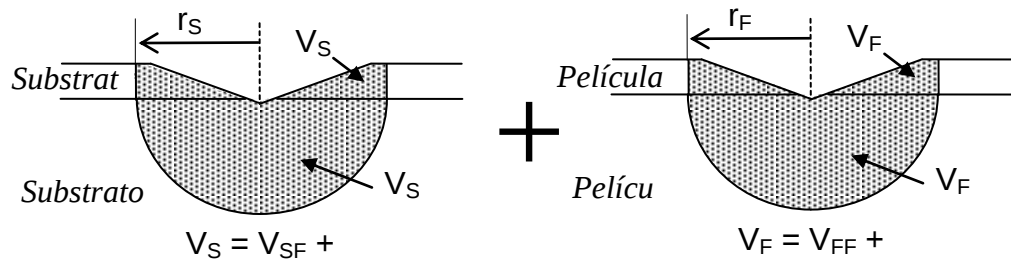


Figura 1.11

Esquema del Modelo de Chicot y Lesage

En la ecuación de dureza (1.25), en la expresión de volúmenes V_{ij} , el índice i se refiere al material considerado y el índice j se refiere a la zona de deformación. Los volúmenes representados en la figura 1.11 corresponden a un hemisferio de radio r_i para un volumen total (V_i) y un casquete esférico de radio r_i y de altura igual al espesor t para el volumen deformado de la película (V_{iF}). Estos volúmenes se determinan de la siguiente manera:

$$V_i = \frac{2}{3} \cdot \pi \cdot r_i^3 \quad \text{y} \quad V_{iF} = \pi \cdot t \cdot \left(r_i^2 - \frac{t^2}{3} \right)$$

(1.26)

Cuando r_i es considerablemente mayor que t , es posible despreciar el término de segundo grado en t de manera que la expresión de V_{iF} se reduce a:

$$V_{iF} = \pi \cdot r_i^2 \cdot t \quad (1.27)$$

Considerando todo lo anterior, el coeficiente de influencia a se obtiene de:

$$a = \frac{3}{4} \cdot t \cdot \left(\frac{1}{r_F} + \frac{1}{r_S} \right) \quad (1.28)$$

Para hallar el radio r_i es posible utilizar la relación (1.23) introducida por Lawn (1980), que relaciona el radio de deformación hemisférica con las propiedades del material y la geometría de la indentación Vickers.

El parámetro a de dureza compuesta será entonces:

$$a = \frac{1}{2} \cdot \left\{ 3 \cdot (\tan \xi)^{1/3} \cdot \frac{t}{d} \left[\left(\frac{H_F}{E_F} \right)^{1/2} + \left(\frac{H_S}{E_S} \right)^{1/2} \right] \right\} \quad (1.29)$$

Si no es posible despreciar el término t^2 con respecto a r_i en la expresión de V_{iF} (cuando el revestimiento es de gran espesor o está sometido a pequeñas cargas de indentación), la expresión del parámetro a será:

$$a = \frac{1}{2} \cdot \left\{ 3 \cdot (\tan \xi)^{1/3} \cdot \frac{t}{d} \left[\left(\frac{H_F}{E_F} \right)^{1/2} + \left(\frac{H_S}{E_S} \right)^{1/2} \right] \right\} - 2 \cdot (\tan \xi) \cdot \left(\frac{t}{d} \right)^3 \cdot \left[\left(\frac{H_F}{E_F} \right)^{3/2} + \left(\frac{H_S}{E_S} \right)^{3/2} \right] \quad (1.30)$$

Ichimura (2000), propone también, un modelo basado en la ley de mezclas de volúmenes deformados propuesto por Burnett y Rickerby. Ichimura propone simplificar la obtención del parámetro a , integrando las expresiones de radio y zona de deformación plástica. El autor propone obtener el parámetro a de la siguiente ecuación:

$$a = 3 \left(\frac{t}{d} \right) \left(\frac{H_F}{E_F} \right)^{1/2} \cdot \tan^{1/3} \xi \quad (1.31)$$

que adquiere entonces una forma muy próxima a la propuesta por Chicot (1995) en la relación (1.29).

Fabes *et al.* (1992) proponen una modificación de la ley de volumen esférico por una ley de volumen cónico. Estos autores proponen una simplificación adicional de la relación (1.22), el radio de la base de la superficie cónica es igual al radio efectivo de contacto equivalente y el ángulo en el vértice del cono es de 45°. Las expresiones resultantes para el parámetro a siguen siendo las mismas expuestas en la relación (1.24), pero el parámetro χ se hace igual a uno (1).

Chechenin (1997) propone una ley de volumen en forma de elipsoide de revolución. Se utilizó un indentador Berkovich para desarrollar dicho modelo. El semi-eje mayor del elipsoide esta dado por la relación siguiente, tomando en cuenta la geometría del indentador:

$$r_i = \frac{d}{2} \left(\frac{E}{H} \right)^m \cdot \left(\frac{C_0}{\pi} \right)^{1/3} \quad (1.32)$$

donde el parámetro C_0 corresponde a la diferencia entre las superficies real e ideal del indentador Berkovich.

El semi-eje menor perpendicular a la superficie esta dado por la relación:

$$b = \lambda \cdot r_i \quad \text{con} \quad \lambda = \beta \cdot \left(\frac{\pi}{C_0} \right)^{1/2} \quad (1.33)$$

En esta expresión, λ y β son los parámetros de ajuste. La expresión completa para el coeficiente de influencia es:

$$a = \frac{V_S \xi^{2\alpha}}{V_S \xi^{2\alpha} + V_F} \quad \text{con} \quad \alpha = \text{abs}(H_F - H_S) \quad (1.34)$$

Este modelo que parte de la presencia de los parámetros de ajuste es descriptivo y debería ser clasificado dentro del grupo siguiente. Sin embargo se presenta en este grupo por estar basado en la ley de deformación de volúmenes tal como los anteriores modelos.

El modelo de Korsunsky *et al.* (1998) se basa en consideraciones energéticas asociadas al mecanismo de deformación del material bajo el indentador. La figura 1.12 representa el proceso de deformación de la película y del substrato en función de la carga aplicada. La energía total necesaria para producir una indentación de profundidad δ esta dada por:

$$W_{total} = \int_0^{\delta} P dx = \frac{H_C \delta^3}{3k} \quad (1.35)$$

$$\text{Con} \quad H_C = \frac{3 \cdot k \cdot W_{total}}{\delta^3} \quad (1.36)$$

donde H_C es la dureza compuesta medida, k es un parámetro que describe la geometría del indentador y δ , la profundidad, la cual vale $d/7$ para un indentador Vickers, siendo d la diagonal de la huella de indentación.

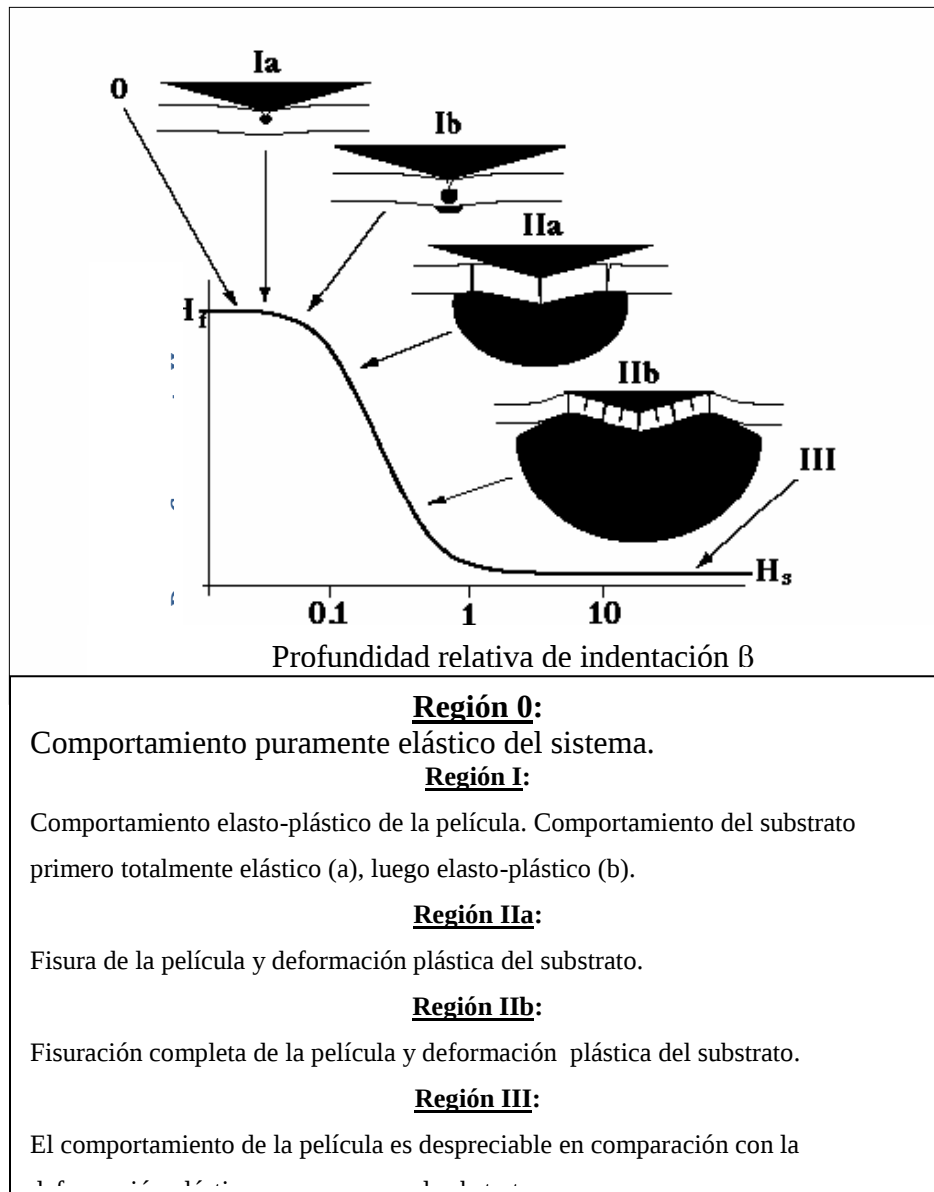


Figura 1.12

Representación esquemática del mecanismo de deformación durante la indentación de un material revestido con una película frágil

El modelo se basa en la hipótesis de que la energía total disipada, durante un ensayo de indentación, esta compuesta de la energía de deformación en la película (W_F) y la energía de deformación plástica en el sustrato (W_S), tal que:

$$W_{total} = W_S + W_F \quad (1.37)$$

Para expresar la energía necesaria de deformación de la película, los autores se basan en las observaciones experimentales realizadas sobre diversos materiales. Ellos consideraron que la contribución a la energía total debido a la grieta formada en la película esta dada por:

$$W_F = \lambda_1 \cdot G_C \cdot t \cdot \delta \quad (1.38)$$

donde G_C es un parámetro de tenacidad de la película, λ_1 es un parámetro de fisuración y t el espesor de la película. Cuando la deformación plástica es preponderante en la película, la contribución a la energía total está dada por:

$$W_F = \frac{\lambda_2 H_F t^2 \delta}{3k} \quad (1.39)$$

A partir de la relación de dureza (1.36) y sustituyendo las contribuciones de energía de la película, de las relaciones (1.38) y (1.39), Korsunsky expresa el coeficiente de influencia a de la siguiente forma:

$$a = \frac{1}{1 + k\beta^2} \quad (1.40)$$

donde k es un parámetro de rugosidad y $\beta = \delta/t$ es la profundidad relativa de indentación.

Puchi-Cabrera (2002), recientemente ha propuesto un modelo para estimar la dureza compuesta. Su modelo se apoya sobre las consideraciones geométricas alrededor de dimensiones características de la indentación. La figura 1.13 muestra las diferentes variables geométricas utilizadas por el autor. El autor considera que la contribución del sustrato a la dureza compuesta, tiene lugar, desde que el indentador

atraviesa una fracción del espesor de la película. La expresión que describe el parámetro a de dureza compuesta es:

$$a = \exp(-kZ_R^n) \quad (1.41)$$

donde las constantes k y n son características del material y la función Z representa la profundidad de la indentación.

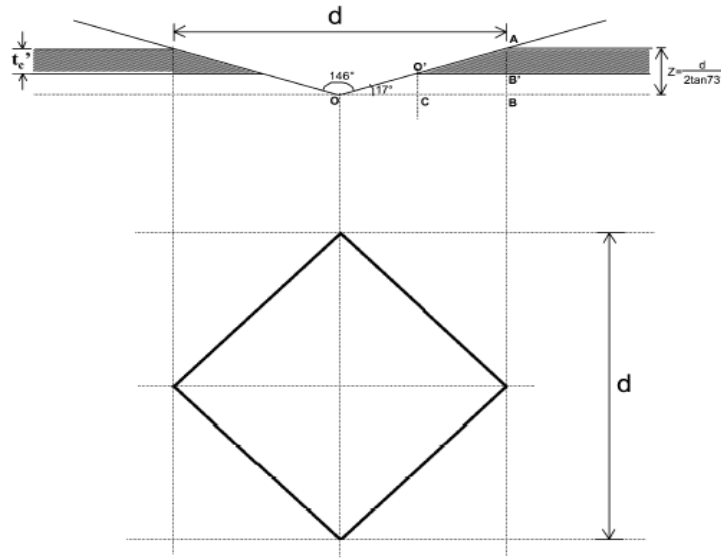


Figura 1.13

Variables geométricas utilizadas en el modelo Puchi-Cabrera

En suma, numerosos modelos están disponibles en la literatura para determinar la dureza solamente de la película o revestimiento, cuando en la medida de dureza interviene el sustrato. Las dificultades se presentan cuando el número de puntos experimentales es pequeño o cuando las mediciones son imprecisas. Sobre todo en los modelos descriptivos, estas imprecisiones pueden ser muy grandes si uno compara los resultados obtenidos entre los diferentes modelos. En cuanto a los modelos predictivos, la falta de información o de precisión con respecto a los parámetros necesarios para su aplicación, en particular el módulo de elasticidad, puede conducir a imprecisiones aún mayores en la determinación de la dureza de la película. Lo ideal sería un modelo no descriptivo que funcionara solo con los hechos

experimentales. Es sobre esta idea que se busca establecer un nuevo modelo de dureza.

Por otro lado, para examinar la validez de los modelos, ciertos autores, como Iost (1998), sugieren utilizar la técnica de indentación Knoop. Esto se debe a que un indentador Knoop, con una carga idéntica al de un indentador Vickers, deja una huella cuya profundidad es mucho menor. De aquí se infiere que para una misma carga, la diferencia entre la dureza compuesta medida y la dureza del sustrato será mayor con un indentador Knoop. De esta forma la precisión de la predicción de la dureza de la película aumentaría sustancialmente. Este es el objetivo de Iost quien ha modificado el modelo de Jönsson y Hogmark para adaptarlo a la indentación Knoop.

2.2 RECUBRIMIENTO

Este proceso consiste en la aplicación de un material de aleación especial (producto químico en estado líquido o en una formulación compuesta) sobre una pieza metálica, mediante diferentes métodos como soldadura, termorociado, etc., con el fin de mejorar la resistencia al desgaste o recuperar las dimensiones apropiadas para la puesta en servicio de la pieza mecánica.

Las aleaciones existentes tienen, por lo general, diferentes funciones en la reconstrucción de la pieza. Algunas están diseñadas para reconstruir la pieza hasta unas dimensiones determinadas (Build-Up), y otras para obtener una capa delgada antidesgaste que proteja la superficie de trabajo (Overlay). Así, puede decirse que en general el proceso de recubrimiento y recuperación de piezas se utilizan básicamente en dos áreas que se detallan a continuación.

2.2.1 Reconstrucción de Piezas

Se logra mediante la aplicación de capas de relleno (Buil-up) y de recubrimiento antidesgaste (Overlay). En ambos casos, las propiedades de la pieza

reconstruida son generalmente superiores a las de la pieza original. Estas piezas se pueden reconstruir solo si se siguen los procedimientos adecuados.

2.2.2 Recubrimiento Antidesgaste de Piezas Metálicas Nuevas

La capa de recubrimiento antidesgaste (Overlay), se aplica a piezas nuevas o usadas, en aquellas zonas donde son más susceptibles de desgaste. La capa de recubrimiento de alta aleación ofrece una resistencia superior al desgaste en comparación con la resistencia del material base original. Esto duplica o triplica la vida útil del componente con relación a una pieza que no ha sido recubierta. En algunos casos el recubrimiento puede aumentar el costo del equipo, pero esto se compensa empleando materiales base de menor costo.

2.2.3 Beneficios que se obtienen en el Recubrimiento de Piezas

- **Reducción de Costos de Operación y Mantenimiento**

La aplicación de un material de recubrimiento a una pieza metálica desgastada, para su reconstrucción y puesta en servicio, representa un costo que varia entre el 25% y el 75% del valor de una pieza nueva.

- **Prolongación de la Vida Útil Del Equipo**

El recubrimiento extiende la vida útil de las piezas y el equipo entre un 30% y un 300%, en comparación con piezas y equipos sin recubrimiento superficial.

- **Productividad Y Menor Pérdida De Tiempo Por Mantenimiento**

Debido a la mayor duración de las piezas, se requiere menos interrupciones para mantenimiento y reparación de piezas durante el proceso de producción.

- **Menor Cantidad de Repuestos**

No hay razón para mantener un gran stock de repuestos cuando existe como

alternativa la reconstrucción de las piezas dañadas durante los procesos de producción.

2.2.4 Selección Óptima de Aleaciones para Recubrimiento

Para la elección adecuada de la aleación que servirá como recubrimiento, se deben tomar en cuenta los aspectos que se detallan a continuación.

- **Procesos de Soldadura recomendables para Recubrimientos**

Las aleaciones para el recubrimiento y reconstrucción de piezas se pueden aplicar utilizando varios procesos de soldadura. Para tomar una decisión apropiada, es necesario tener en cuenta los recursos y características de la industria y del personal a cargo de estas labores. Es decir:

- Disponibilidad del equipo de soldadura
- Experiencia de los operadores
- Tamaño y forma de la pieza a ser recubierta o recuperada
- Disponibilidad de aleaciones para el recubrimiento o recuperación

Los procesos de soldadura utilizados para la recuperación y el recubrimiento de piezas son:

- Soldadura al Arco Manual (SMAW).
- Soldadura al Arco con Alambre Tubular.
- Soldadura por Arco Sumergido.
- Termorociado

Sin embargo, los tres primeros procesos no producen recubrimientos delgados, no sucede así con el proceso de Termorociado, el cual se detalla en una sección posterior.

- **Influencia del Metal Base en la Selección de la Aleación**

El conocimiento del material base fundamental para decidir qué aleación se debe utilizar para la reconstrucción o el recubrimiento de una pieza, ya que los procedimientos de soldadura difieren según sea éste.

El uso de un imán distingue generalmente los dos tipos de aceros. El acero al carbono y los aceros de baja aleación son altamente magnéticos, mientras que los aceros al manganeso austeníticos son no magnéticos.

Las altas temperaturas pueden tener un efecto negativo en los aceros al manganeso austenítico. No se deben precalentar a menos que el metal base esté bajo 50°F (10°C). El precalentamiento se lleva a cabo sólo para sacar el hielo del metal base y no se debe exceder los 150°F (66°C). Durante la soldadura la temperatura del material base no debe sobrepasar los 500°F (260°C). La fragilización del acero al manganeso es una relación tiempo/temperatura. Más carbono y menos manganeso aceleran esta reacción.

Independiente del material base, se deben tener presentes ciertas precauciones en lo que se refiere a su preparación. Antes de soldar se debe eliminar todo vestigio de grasa, aceite, polvo, óxido u otros materiales extraños. Para eliminar grietas, restos de depósitos anteriores o cualquier área endurecida se pueden usar sistemas mecánicos. Si no se efectúa una buena preparación superficial, antes de aplicar la aleación de recubrimiento, puede existir el riesgo de agrietamiento antes o después de poner en servicio la pieza.

- **Influencia de Mecanismos de Desgaste en la Selección de la Aleación**

El desgaste de las piezas metálicas se define como una pérdida de material con la consiguiente falla del metal, la cual se produce gradualmente a medida que se pierde masa. Cuando una pieza se deforma excesivamente, de manera que no puede trabajar adecuadamente, se debe reemplazar o reconstruir. Las causas de desgaste son diferentes mientras que las consecuencias del mismo son similares. Es esencial entender los mecanismos de desgaste involucrados, antes de realizar la selección de la aleación que se empleará en la reconstrucción o recubrimiento de una pieza.

Sería sencillo seleccionar una aleación de recubrimiento si todos los

componentes de la pieza estuvieran sujetos a un solo tipo de desgaste. Sin embargo, una pieza metálica se desgasta generalmente por la combinación de dos o más tipos de desgaste. Esto hace que la selección de la aleación sea considerablemente más complicada. Por ejemplo, luego de examinar una pieza metálica desgastada, se determina que el principal mecanismo de desgaste es la abrasión y el mecanismo secundario es el impacto ligero. De acuerdo con esto, la aleación seleccionada debe tener una muy buena resistencia a la abrasión pero también una resistencia relativamente buena al impacto.

- **Influencia del Acabado Superficial en la Selección de la Aleación**

El tipo de aleación generalmente se determina según la calidad del acabado superficial requerido para la pieza recuperada. Si se requiere una superficie suave o pulida para un servicio específico se debe considerar la factibilidad y los aspectos económicos de la aleación relativos al mecanizado o fresado de la pieza. Algunas aleaciones deben ser tratadas térmicamente a fin de suavizarlas lo suficiente para el mecanizado y luego someterlas nuevamente a un tratamiento térmico para alcanzar la dureza apropiada y así obtener la máxima vida útil. Algunas aplicaciones, como trituración de rocas, pueden requerir cierta rugosidad para ayudar a retener el material que ingresa.

En la familia de aleaciones base carburos existen algunas que son, según su diseño, sensibles al agrietamiento y desarrollan el alivio de tensiones a través del agrietamiento de los depósitos de soldadura a medida que éstos se enfrían.

Estas grietas son necesarias para prevenir el desprendimiento o desgarramiento de los cordones y no debilitan o afectan las características antidesgaste de la aleación. Usualmente mientras más bajo es el porcentaje de carburos en la aleación, se producirán menos grietas en el depósito. Pero al ser más bajo el porcentaje de carburos, menor será su resistencia contra el desgaste.

Ya que las aleaciones utilizadas para el recubrimiento y recuperación de piezas van desde las fáciles de mecanizar hasta las difíciles de rectificar, es preciso tener claro cual es el acabado superficial que se requiere, antes de seleccionar la aleación. A menudo es necesario un sacrificio en el grado de resistencia al desgaste para lograr el acabado superficial requerido.

2.3 TERMORROCIADO

Este proceso relativamente novedoso, consiste en la atomización de pequeñas partículas de material metálico y no metálico, para ser depositados en un estado fundido o semi-fundido sobre una superficie preparada para formar un revestimiento.

La Figura 2.1 muestra un esquema del proceso.



Figura 2.1

Esquema del Proceso de Termorrociado

Por termorrociado se pueden realizar revestimientos de plástico con puntos de fusión entre 100°C y 300°C, metales con puntos de fusión entre 200°C y 1800°C, carburos con puntos de fusión entre 1300°C y 1600°C y cerámicos con puntos de fusión entre 2000°C y 2800°C.

Los recubrimientos termorrociados son aplicados frecuentemente para obtener mayor resistencia principalmente frente al desgaste y la corrosión, tanto a temperatura ambiente como a temperaturas elevadas. De igual forma también se usa

para restablecer las dimensiones de piezas desgastadas. En las técnicas de termorrociado se utiliza la energía química (combustión) o eléctrica (plasma o arco) para calentar y acelerar partículas (metal, cerámica, cermets, intermetálicos y polímeros), con una pistola o antorcha a velocidades que oscilan entre 50- 1000m/s[8] para proyectarlas contra la superficie recubierta.

Cuando las partículas impactan sobre la superficie del sustrato se produce una deformación significativa en ellas, debido a las altas velocidades y temperaturas con las que son expulsadas de la pistola. Mediante esta deformación se producen capas o placas delgadas (“splats”) que posteriormente se conforman y se adhieren a la superficie del sustrato a través de un enlace mecánico.

La pistola de Termorrociado genera el calor necesario usando:

- Gases combustibles
- Un Arco eléctrico.
- Un Plasma.

Mientras el material es calentado, este cambia a un estado pastoso o semifundido y es acelerado hacia la superficie usando gas de transporte. Las partículas chocan contra la superficie formando finas placas que se adhieren a las irregularidades de la superficie preparada y entre ellas mismas formando el recubrimiento. El enfriamiento de las placas finas ocurre a altas velocidades, para formar materiales cristalinos, uniformes y de grano pequeño. Los depósitos contienen niveles de porosidad, partículas fundidas, semifundidas o no fundidas e inclusiones de oxido (debido a la oxidación de la partícula). Las características del recubrimiento dependen del tipo de proceso de termorrociado usado, las condiciones de operación y del material a rociar.

2.3.1.-Características

Un aspecto crítico es la porosidad presente en el revestimiento, esta puede variar de un 20% hasta un mínimo de 1% el cual es muy difícil de alcanzar. Dependiendo de las condiciones también pueden aparecer las partículas no fundidas, que por alguna

razón no llegaron a la temperatura de fusión y fueron incorporadas al recubrimiento, ésta generalmente interrumpe la continuidad del mismo y disminuye su fuerza cohesiva. Cuando se rocían metales o aleaciones, parte de ellos se pueden oxidar y aparecen entonces inclusiones de óxidos en el recubrimiento. Esto no siempre es malo, inclusive, un alto porcentaje de óxidos en el recubrimiento puede mejorar la dureza y resistencia del mismo, a expensas en la cohesión o influencia del mismo.

2.3.2.-Material de Alimentación

El material de alimentación puede ser cualquier sustancia que pueda ser fundida incluyendo metales, compuestos metálicos, cermets, óxidos, vidrios y polímeros. El Material se puede rociar en forma de: Polvos, alambres o barras.

2.3.3.-Sustratos

Este tipo de recubrimiento se puede aplicar en casi cualquier tipo de material: metales, cerámicas, vidrios, polímeros, materiales compuestos, etc. La característica esencial de un soporte es que debe presentar cierta rugosidad, de forma tal que el recubrimiento pueda adherirse adecuadamente. El método de preparación de la superficie debe seguir los siguientes pasos para garantizar una buena adhesión:

- Limpiar la superficie ya sea con ultrasonido, utilizando solventes, o cualquier otro método, de forma tal que se asegure que la misma esté libre de grasa, óxidos o cualquier otra partícula extraña a la misma.
- Creación de la rugosidad, esto se hace como se dijo anteriormente para aumentar la adherencia de la capa, ya que sirve de anclaje mecánico y aumenta la superficie de contacto. esto generalmente se hace por granallado, proceso en el cual se proyectan partículas de un material abrasivo sobre la superficie a recubrir.

- En metales, a veces se realizan procesos de pasivación en los que se crea una capa de óxido natural sobre la superficie para mejorar la adherencia.
- Otros materiales como compuestos y polímeros pueden necesitar preparaciones especiales.

2.3.4.- Propiedades del Proceso de Termorrociado

Las propiedades del recubrimiento, dependen del material de alimentación, del proceso de termorrociado, de los parámetros de aplicación y del postratamiento térmico del recubrimiento.

- **Dureza, densidad y Porosidad:**

Los recubrimientos por termorrociado, suelen utilizarse por su alto grado de dureza y resistencia a la erosión, esto los hace especialmente valiosos en aplicaciones del alto desgaste.

En general, a mayor velocidad de partícula más duro y denso será el recubrimiento. La velocidad de partícula para los distintos procesos, en orden decreciente es: detonación, ion, high-velocity oxygen flame (HVOF), arco por plasma, arco por alambre y rociado por llama. La densidad también depende de la temperatura de la partícula y del tipo de gas de transporte. La porosidad también depende del tipo de proceso de termorrociado de los parámetros utilizados y del material utilizado.

- **Adhesión:**

Este tipo de recubrimientos puede tener muy alta adhesión, si se utiliza una técnica de deposición de alta velocidad de partículas.

2.3.5.- Tipos de Termorrociado

Los procesos de Termorrociado pueden ser de dos tipos: Procesos de Combustión y Procesos Eléctricos.

2.3.5.1-Procesos de Combustión

2.3.5.1.1-Proceso por Llama

Es la forma más antigua de termorrociado, puede ser usada con una gran variedad de materiales de alimentación, incluyendo alambres de metal, barras de cerámica, polvos metálicos y no metálicos. El material es alimentado continuamente hacia la pistola donde es fundido en una llama de combustible gaseoso y propulsado hacia el substrato en una corriente de gas atomizante. Algunos gases usados como combustible son: Acetileno y Propano. El aire es generalmente utilizado como gas transporte. Las llamas de oxiacetileno son usadas extensivamente para Termorrociado con barras debido al grado de control y las altas temperaturas ofrecidas por estos gases. Además esta llama puede ser ajustada para ser oxidante, neutra o reductora.

La instalación de un sistema de rociado por llama es relativamente económica y móvil. Para una instalación simple todo lo que se requiere es una antorcha de rociado por llama y una fuente de oxígeno y gas combustible. Debido a sus bajas velocidades aproximadamente de 300fps de proyección de partículas comparado con otros procesos de termorrociado, este tipo de recubrimientos generalmente es de menor calidad, tienen alta porosidad y bajas fuerzas cohesivas y adhesivas como

consecuencia de óxidos atrapados entre las lamelas [26].

Una de las aplicaciones más comunes para este tipo de recubrimientos es en protección contra la corrosión.

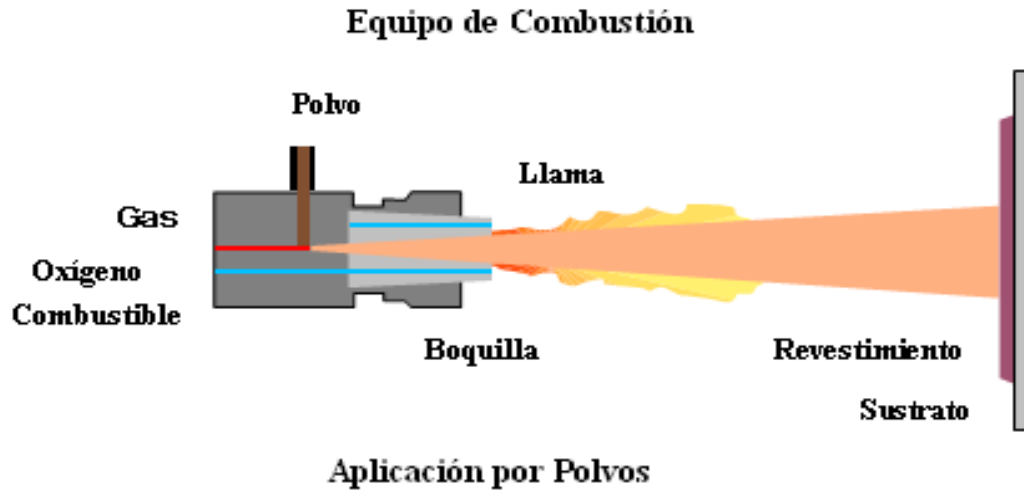


Figura 2.2

Equipo de Combustión alimentado por polvo metálico. El polvo se funde y se deposita sobre el sustrato

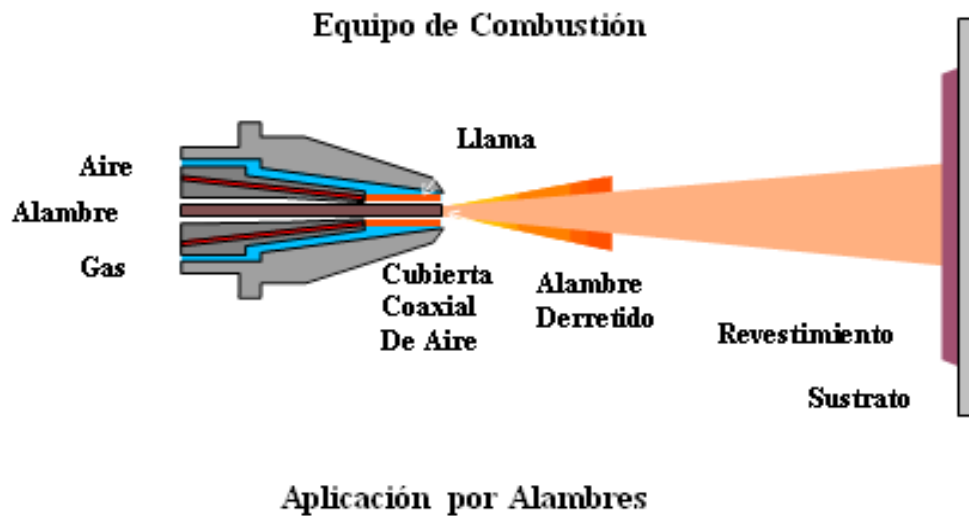


Figura 2.3

Equipo de Combustión alimentado por alambre metálico. El alambre derretido se proyecta sobre el sustrato.

2.3.5.1.2- Rociado por HVOF (High Velocity Oxygen Fuel)

Es uno de los métodos más nuevos de termorociado, utiliza oxígeno y un gas como combustible a altas presiones. Algunos gases combustible típicos son propano, propileno e hidrógeno. La mezcla de gases es acelerada a velocidades supersónicas y el material de alimentación en forma de polvo es inyectado dentro de la llama. El proceso maximiza la energía cinética para producir recubrimientos que son realmente densos, con baja porosidad y alta fuerza de enlace.

Este proceso se encuentra íntimamente relacionado al rociado por llama, pero una diferencia esencial entre ellos es que en el rociado por llama el proceso de combustión se realiza en el aire (ambiente), mientras que en el HVOF la combustión se realiza en una pequeña cámara. Debido a las altas presiones creadas en la cámara de combustión, los gases salen a velocidades supersónicas, y aceleran las partículas fundidas. Estas, aunque no alcanzan las velocidades de los gases, alcanzan altas velocidades con las que chocan en la superficie obteniendo un recubrimiento de alta calidad. Este tipo de rociado se usa extensivamente para aplicaciones que requieran

alta resistencia a la abrasión [26]. La Tabla 2.1 muestra algunas características de los procesos LVOF y HVOF, en ella se puede notar con claridad las ventajas del método HVOF

	LVOF	HVOF
Acabado Superficial	8–10 μ pulg.	2–3 μ pulg.
Adherencia al Sustrato	3000 Psi.	8000 Psi.
Densidad (Teórica)	90%	99%
Contenido de Óxidos	12% a 15%	1% a 2%
Dureza Macro	25 HRC	40 HRC

Tabla II.1

Comparación entre los métodos de recubrimiento por Termorrociado

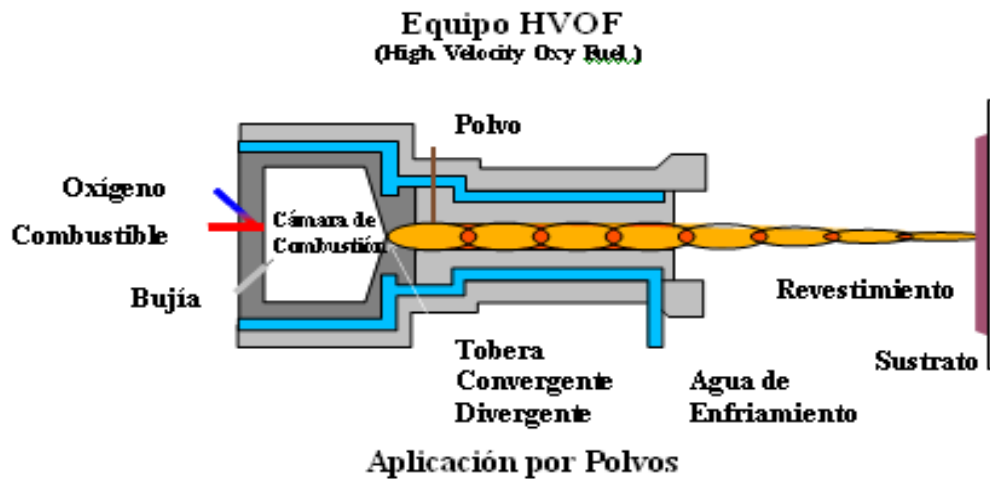


Figura 2.4

Equipo HVOF, alimentado por polvo, la combustión proyecta a través de la tobera convergente, el metal fundido hacia el sustrato a altas velocidades

2.3.5.1.3- Rociado por Detonación

Este proceso es diferente del rociado por llama, en el se usa un proceso de combustión continuo con una serie de explosiones intermitentes que funden y proyectan las partículas hacia la superficie. En la cámara hay una mezcla de oxígeno, acetileno y el material en polvo del cual se hará el recubrimiento, y las detonaciones se hacen varias veces por segundo. El material es depositado a muy altas velocidades para producir recubrimientos muy densos y con altas durezas. El procedimiento se repite hasta obtener el espesor de recubrimiento deseado. El procedimiento alcanza niveles de ruido que exceden los 150 dB y por lo tanto debe realizarse en habitaciones a prueba de sonido y de explosiones.

Los recubrimientos obtenidos con este método son de excelente calidad, pero con un costo muy alto. Algunas aplicaciones típicas son: recubrimientos de alta resistencia a la abrasión y de altas temperaturas [3].

2.3 5.2- Procesos Eléctricos

2.3.5.2.1- Proyección al Arco Eléctrico

Es generalmente el método de termorrociado más económico. En este proceso se usa una corriente eléctrica para generar la energía térmica necesaria para fundir los materiales. Este proceso utiliza dos barras de metal como alimentación. Estos dos metales actúan como electrodos que son continuamente consumidos mientras se funden debido al arco eléctrico presente entre ellos. Para que esto suceda, las dos barras deben estar cargadas eléctricamente, una negativa y otra positiva y dispuestas de tal forma que el ángulo entre ellas se reduzca gradualmente. Una diferencia de potencial entre 15 y 50 voltios es aplicada y el calor que se genera funde las puntas de las barras y el gas de transporte proyecta las gotas hacia el sustrato. Este gas de transporte es generalmente aire comprimido, pero también se puede usar un gas inerte como Nitrógeno o Argón.

Tiene aplicaciones tan variadas como recubrimientos de grandes estructuras: puentes, postes de luz, etc., y de componentes electrónicos, etc.

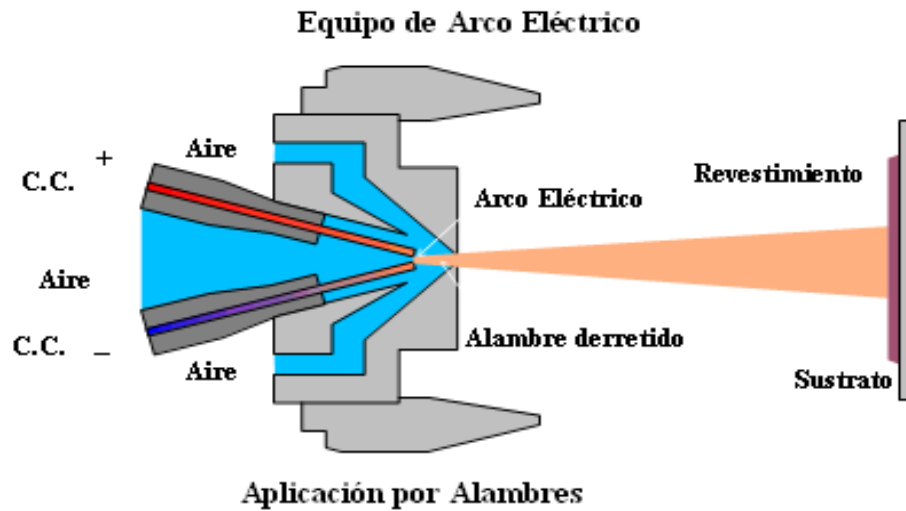


Figura 2.5

Equipo al Arco Eléctrico, alimentado por alambres, se funde el alambre y se proyecta mediante aire a presión sobre el sustrato

2.3.5.2.2- Proyección en Plasma

Este proceso utiliza un arco eléctrico DC para generar un flujo de plasma gaseoso con muy altas temperaturas que actúa como la fuente de calor para el rociado. El arco se forma entre dos electrodos no consumibles, el cátodo de tungsteno y el ánodo de cobre. La antorcha es alimentada con un flujo continuo de gas inerte el cual es ionizado por el arco DC y es comprimido y acelerado por la antorcha de forma tal que sale a grandes velocidades y altas temperaturas como un jet de plasma. El material de alimentación en forma de polvo es alimentado en este plasma donde es calentado y propulsado hacia la superficie a recubrir. Gracias a las altas temperaturas y altas energías térmicas del plasma jet, se pueden rociar materiales con alto punto de fusión tales como cerámicas y metales refractarios. Este tipo de recubrimiento se usa ampliamente en partes de equipos como turbinas, en el área de compresores y cámaras de combustión.

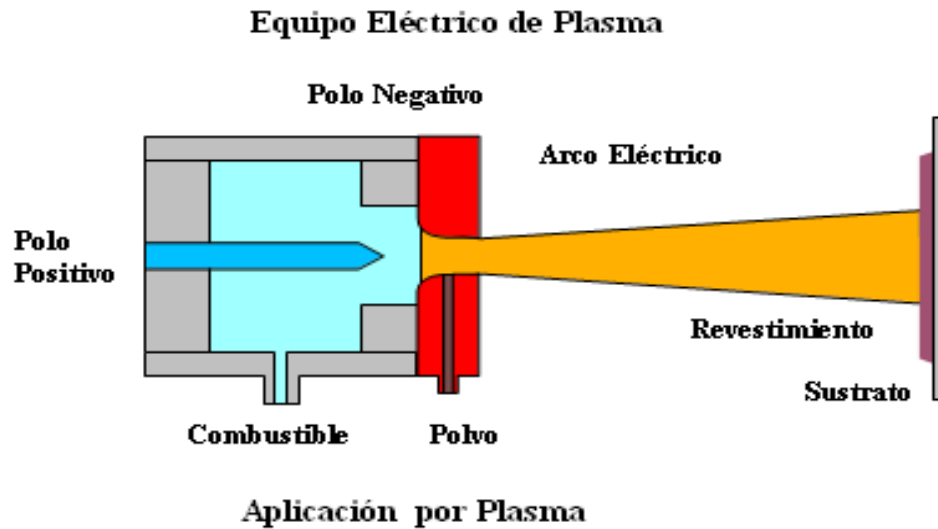


Figura 2.6

Equipo Eléctrico de Plasma, alimentado por polvo metálico, se funde el polvo para luego ser proyectado sobre el sustrato.

2.3.6.-Aplicaciones del proceso de termorociado:

Entre las aplicaciones del proceso de Termorociado se puede mencionar:

- Reconstrucciones de componentes de máquinas
- Revestimientos duros antidesgaste
- Revestimientos anticorrosivos
- Mejoramiento de superficies de trabajo
- Revestimientos especiales

2.4 MEDIDA DE LA DUREZA MEDIANTE INDENTACION

2.4.1 Definición

La dureza se define como la resistencia mecánica que un material opone a la penetración, 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.

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:

- a. La Dureza por Ralladura:** esta es la resistencia que opone un material a ser rayado. Este tipo de prueba dio lugar a la primera escala de dureza propuesta por Mohs (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.

- b. Dureza por Rebote O Shore:** Esta medida se caracteriza por la capacidad del material a restituir la energía recibida por el impacto de una esfera o bola. Estas pruebas se utilizan esencialmente en materiales polimerados.
- c. Dureza por Penetración:** Esta es la resistencia que opone un material a la penetración de otro cuerpo de mayor dureza. Estos tipos de pruebas son las más numerosas y las más extendidas. Se diferencian por la forma geométrica del indentador. La dureza se calcula por la relación entre fuerza aplicada y la superficie representativa de la zona indentada.

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

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

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

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

2.4.2 Introducción del Método de Indentación

El principio de la prueba de indentación consiste en aplicar un indentador de forma conocida (pelota, 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:

$$H = \frac{P}{A} \quad (2.1)$$

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 2.7. El cálculo de la dureza

se halla de la relación entre la carga máxima y la profundidad correspondiente a esta carga.

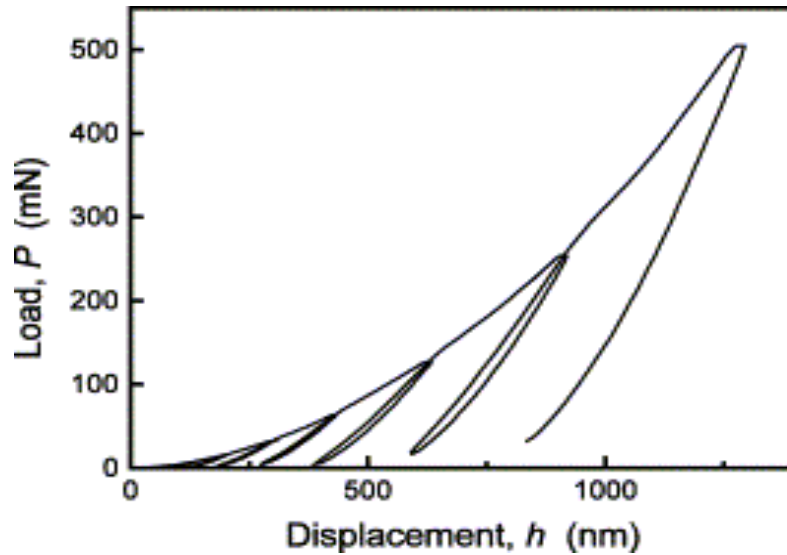


Figura 2.7.

Curvas carga-desplazamiento obtenidas por Gong (2003) del nitrato de silicio.

2.4.3.-Tipos de Ensayos de Dureza

2.4.3.1.- Ensayo Brinell. (Indentador Esférico)

El objeto penetrante es una esfera de acero templado, de carburo de tungsteno o de diamante, de diámetro D . La prueba consiste en indentar el material con la esfera bajo la acción de una carga P , sobre la superficie (Figura 2.8). La carga se aplicará durante unos cuantos segundos. Después de retirar el indentador, se mide el diámetro de la huella con la ayuda de un microscopio.

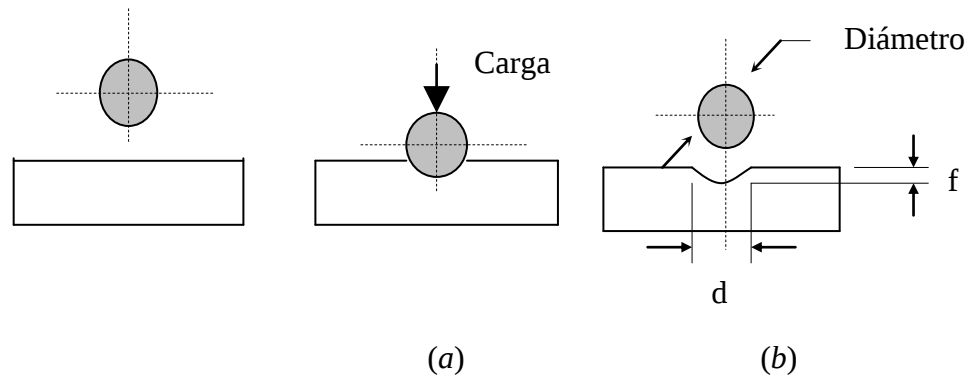


Figura 2.8

Esquema de la indentación Brinell. (a) Etapa de aplicación de carga, (b) Huella residual.

El área superficial S de la hendidura en forma de casquete esférico, que queda por la penetración 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:

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

Reemplazando se tiene:

$$S = \frac{\pi D}{2} \left(D - \sqrt{D^2 - d^2} \right) \quad (2.2)$$

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

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

En el caso del ensayo Rockwell, que se describe a continuación, se puede utilizar también esferas de acero templado de 1/8 y 1/16 de pulgada.

2.4.3.2.-Ensayo Rockwell. (Indentador Cónico)

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

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:

$$HRC = (100 - (h_3 - h_1)) \cdot 500 \quad (2.4)$$

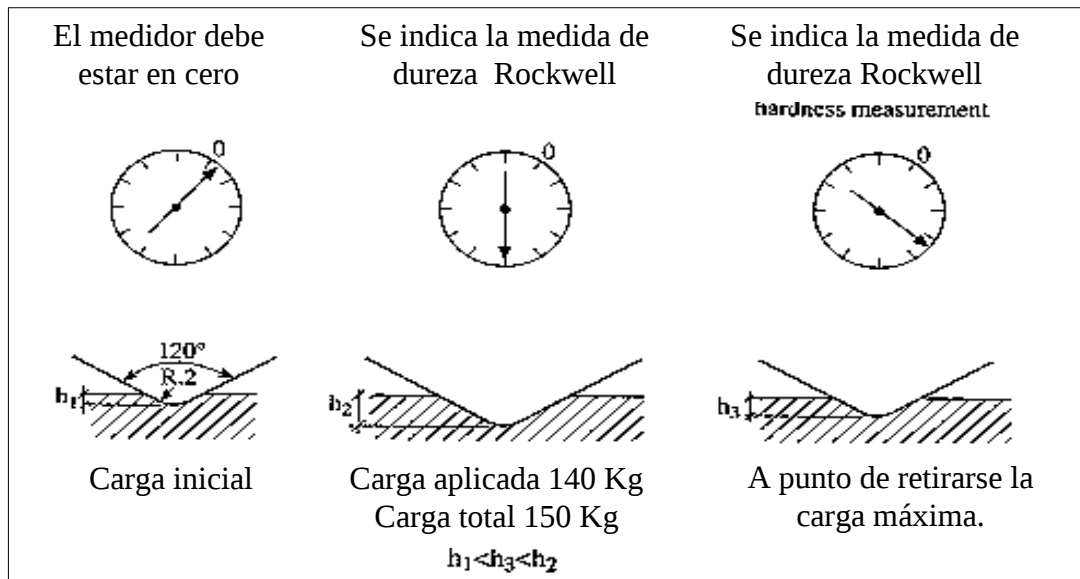


Figura 2.9

Esquema de la indentación Rockwell C.

Una de las ventajas de la prueba Rockwell es que el valor de dureza se puede leer directamente en un medidor graduado, en el durómetro correspondiente.

2.4.3.3.-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 2.10).

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

$$\frac{AM}{BM} = \frac{\tan 74^\circ}{\tan 68^\circ} = \sqrt{2} \quad (2.5)$$

Luego de haber penetrado la superficie del material con el indentador, la huella residual queda en forma de cuadrado (Figura 2.10). 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 2.10. Así, S es equivalente a:

$$S = 4 \frac{\overline{AC} \cdot \overline{VB}}{2} = \frac{4 \cdot a \cdot \overline{VB}}{2}$$

$$\text{Con } \left\{ \begin{array}{l} \frac{a}{2} = \overline{VB} \cdot \sin 68^\circ \Rightarrow \overline{VB} = \frac{a}{2 \cdot \sin 68^\circ} \\ a^2 + a^2 = d^2 \Rightarrow 2 \cdot a^2 = d^2 \Rightarrow a = \frac{\sqrt{2}}{2} d \end{array} \right\} \Rightarrow \overline{VB} = \frac{\sqrt{2} \cdot d}{4 \cdot \sin 68^\circ} \quad (2.6)$$

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

$$S = \frac{4 \cdot \frac{\sqrt{2}}{2} d \cdot \frac{\sqrt{2}}{2} d}{4 \sin 68^\circ} = \frac{d^2}{2 \sin 68^\circ} \quad (2.7)$$

De las relaciones (2.1) y (2.7), se obtiene la expresión general de la dureza Vickers :

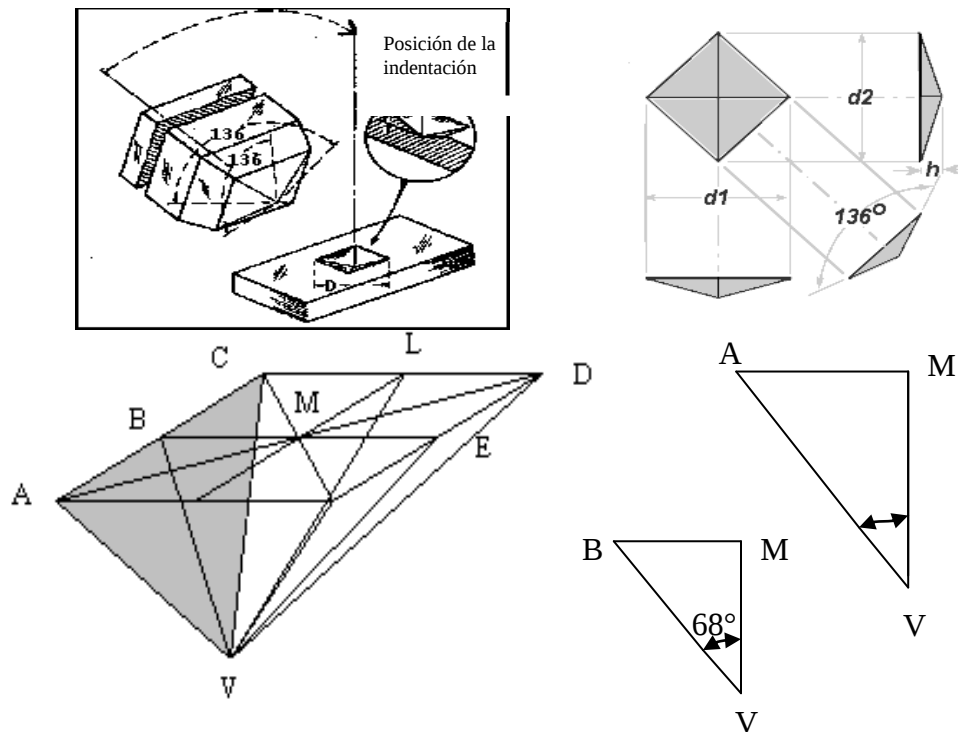


Figura 2.10

Esquema de la indentación Vickers.

$$HV = \frac{1854,4 \cdot P}{d^2} \quad (2.8)$$

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 (2.8).

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 penetración h (distancia $\overline{MV}$ en la Figura 2.10). Desde un punto de vista teórico, este valor se obtiene de la siguiente manera:

$$\cos 68^\circ = \frac{\overline{MV}}{\overline{VB}} = \frac{h}{\frac{\sqrt{2} \cdot d}{4 \cdot \sin 68^\circ}} \Rightarrow h = \frac{\sqrt{2}}{4} \cdot d \cdot \cot 68^\circ = \frac{d}{2 \cdot \sqrt{2} \cdot \tan 68^\circ} \approx \frac{d}{7} \quad (2.9)$$

2.4.3.4.-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 2.11. La huella que deja la indentación tiene la forma de un rombo alargado (Figura 2.11)

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 (S_p) representa cuatro veces la proyección del área del triángulo en gris que se ve en la Figura 2.11. Así, S_p es igual a:

$$S_p = 4 \cdot \frac{1}{2} \cdot \overline{AM} \cdot \overline{BM} = 2 \cdot \frac{L}{2} \cdot \frac{w}{2} = \frac{L \cdot w}{2} \quad (2.10)$$

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

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

$$S_p = \frac{L}{2} \cdot \frac{\tan(65^\circ)}{\tan(86^\circ 15')} \cdot L = 0,07028 \cdot L^2 \quad (2.11)$$

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

$$HK = \frac{14,229 \cdot P}{L^2} \quad (2.12)$$

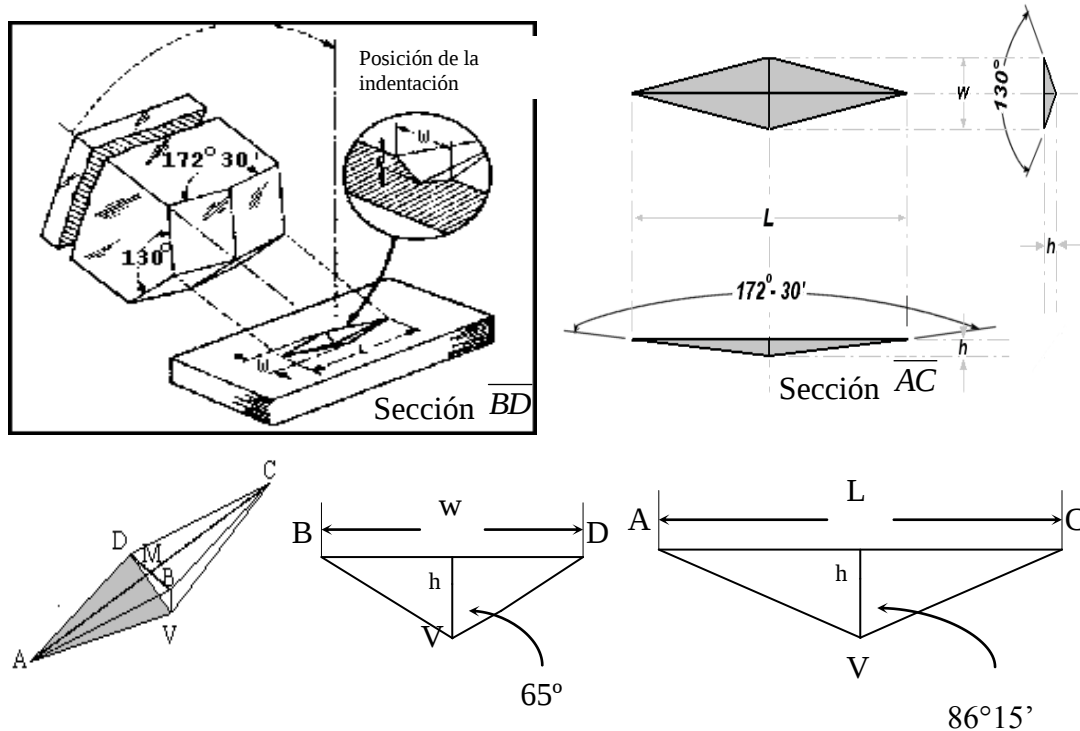


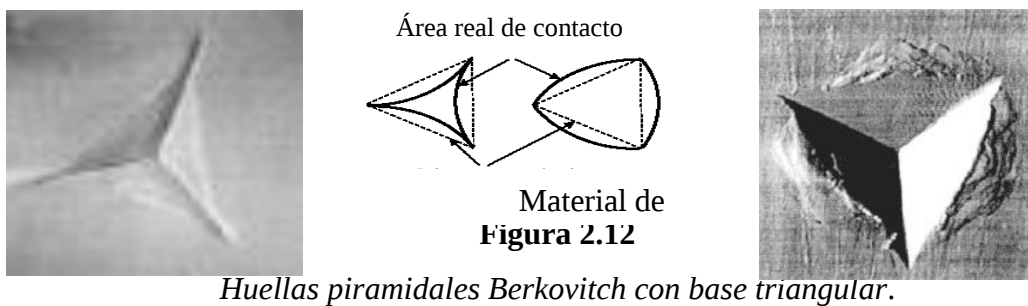
Figura 2.11

Esquema del indentador Knoop.

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

2.4.3.5.-Ensayo Berkovitch. (Indentador Piramidal)

El indentador Berkovitch es un diamante en forma piramidal de base triangular. Como ejemplo, la Figura 2.12 muestra una huella Berkovitch y las deformaciones remanentes después de la prueba.



Huellas piramidales Berkovitch con base triangular.

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:

$$H = \frac{P}{(4,95 \cdot d)^2} \quad (2.13)$$

2.4.3.6.-Síntesis.

En la Tabla 2.2 se muestran las definiciones y valores de dureza según las principales pruebas por penetración. Se ha de resaltar, que para las diferentes pruebas, existen discrepancias en los valores de dureza, es decir, la prueba de dureza no está estandarizada. Por otro lado, la Tabla 2.2 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. Aun queda mucho camino por recorrer en el campo de la medida de dureza superficial.

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

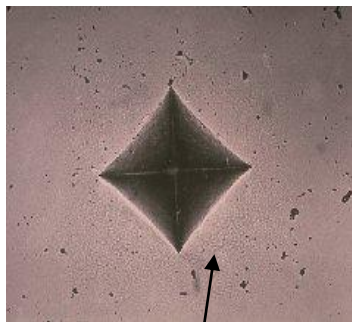
Tabla II.2

Principios y cantidades de dureza de las principales pruebas de durezas por penetración.

2.4.4.-Deformaciones más Comunes de una Huella

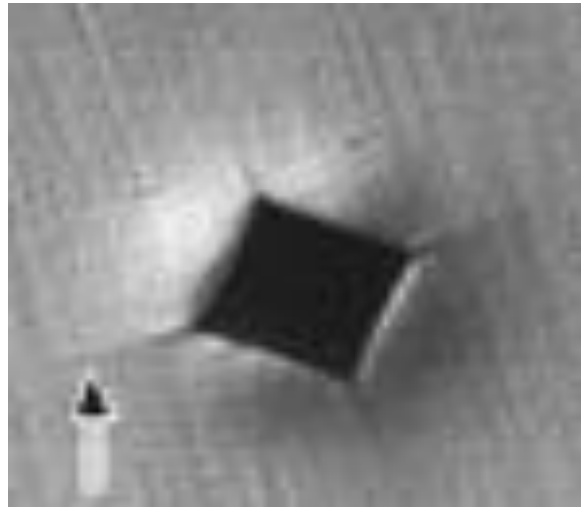
Cuando el indentador entra en contacto con el material, la huella toma la forma del indentador. Mientras se retira el objeto penetrante, la huella se deforma debido a la recuperación elástica del material. Esta deformación se puede tratar de dos formas, una deflación de los lados de la huella residual (Figura 2.13(a)) o la aparición de un burlete de deformación dentro del plano de la prueba de indentación (Figura 2.13(b)).

Para algunos materiales, la deformación puede conducir a la aparición de fisuras (Figura 2.13(b)) o a una deformación más acentuada de las líneas de la huella (Figura 2.14).



Deflación de lados

(a)



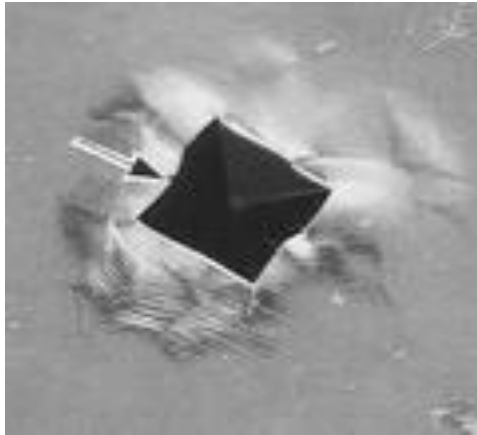
Fisuras y Burletes

(b)

Figura 2.13

Ejemplos de deformaciones de una huella de indentación Vickers.

Bajo la huella de indentación y a los lados de la penetración del indentador, se originan deformaciones las cuales serán elásticas o elasto – plásticas, según las cargas sean menores o mayores respectivamente. Estas zonas son propensas a una acumulación de dislocaciones. Fischer-Cripps (2000) observó que en la huella residual Berkovitch (Figura 2.15(a)) se pueden notar dichas dislocaciones. Se puede apreciar, además, una esquematización de la posición de las dislocaciones en la huella impresa (Figura 2.15(b)).



Deformación de las líneas

Figura 2.14

Ejemplos de fisuras y de deformaciones de las líneas cercanas a la huella de la indentación Vickers.

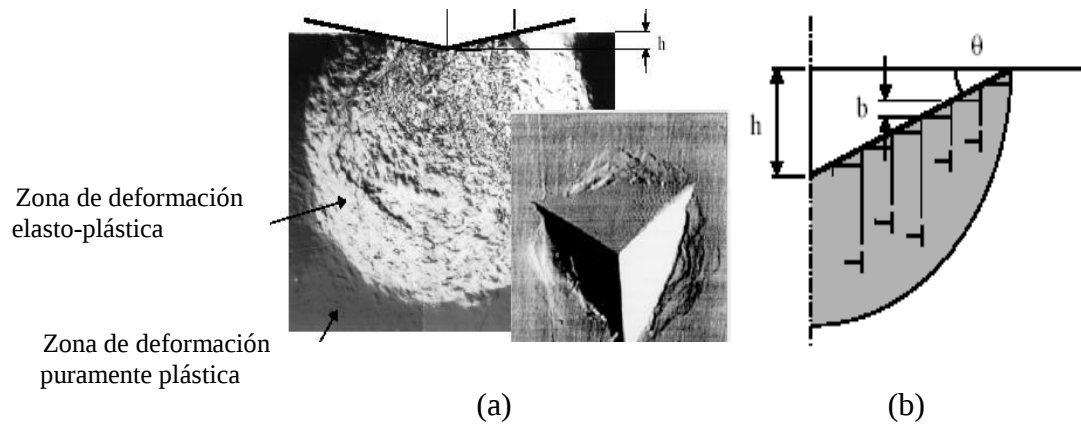


Figura 2.15

Deformación de una huella de indentación Vickers.

Numerosos autores han intentado describir la forma de la zona deformada plásticamente debajo del indentador. El tamaño de esta zona plástica puede estimarse por analogía con una cavidad esférica de radio r_0 y sometida a una presión p_0 . Hill (1950) ha mostrado que el radio b en la zona plástica, depende de la dureza (H), del módulo de Young (E) y del coeficiente de Poisson (ν):

$$\frac{H}{E} = \frac{2}{9} \cdot \frac{[1 + \ln(\Omega)^3]}{\left[(1-\nu)(\Omega)^3 - \frac{2}{3}(1-2\cdot\nu)\right]} \quad \text{siendo } \Omega = \frac{b}{r_0} \quad (2.14)$$

Lawn et al. (1994) demostraron que la representación de relación (b/r_0) de la talla de la zona plástica está en función de (H/E) . En escala bilogarítmica esta relación es lineal y se muestra a continuación:

$$\frac{b}{r_0} = \left(\frac{E}{H}\right)^{1/2} \quad (2.15)$$

En el caso de la prueba Vickers, r_0 corresponde al radio de la semi-esfera del volumen equivalente al volumen del indentador que penetra en el material. El volumen del indentador es piramidal, es decir:

$$V_{\text{indentado}} = V_{1/2\text{esfera}} \text{ por lo tanto : } \frac{d^3}{12 \tan 74^\circ} = \frac{2}{3} \pi r_0^3 \quad (2.16)$$

Así, el radio r_0 está en función de d como a continuación se muestra:

$$r_0 = \frac{d}{2} \cdot \left(\frac{\text{ctg } 74^\circ}{\pi}\right)^{1/3} \quad (2.17)$$

Lawn (1994) no hace intervenir el coeficiente π dentro de la relación que propone. Lawn se justifica por un ajuste experimental que lo conduce a la expresión r_0 como se aprecia a continuación:

$$r_0 = \frac{d}{2} \cdot (\text{ctg } 74^\circ)^{1/3} \quad (2.18)$$

Considerando la relación de Lawn, el radio de la zona plástica sería:

$$b = \left(\frac{d}{2}\right) \cdot \left(\frac{E}{H}\right)^{1/2} \cdot (\text{ctg } 74^\circ)^{1/3} \quad (2.19)$$

Si la forma de la zona plástica es bien conocida para la indentación Vickers, se podría deducir de igual manera la forma para la prueba Knoop. Cabe resaltar que para la prueba Knoop no existe este tipo de estudio en la literatura.

2.4.5.-Relación Carga / Talla de la Huella.

En la práctica, se puede constatar que la dureza medida varia en función de la carga aplicada. Se distinguen generalmente cuatro campos de medida de dureza: nanodureza, microdureza, dureza bajo reducción de carga y macrodureza. Los límites de estos campos son determinados según el tipo de la curva de dureza en función de la carga de indentación. Estos no son definidos de manera muy precisa. Sin embargo, se le puede dar un orden de tamaño, como se puede observar en la Figura 2.16, que representa la variación de la dureza en función de la gama de cargas.

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

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

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

presenta sobre todo cuando se comparan los valores de dureza de los diferentes tipos de ensayos.

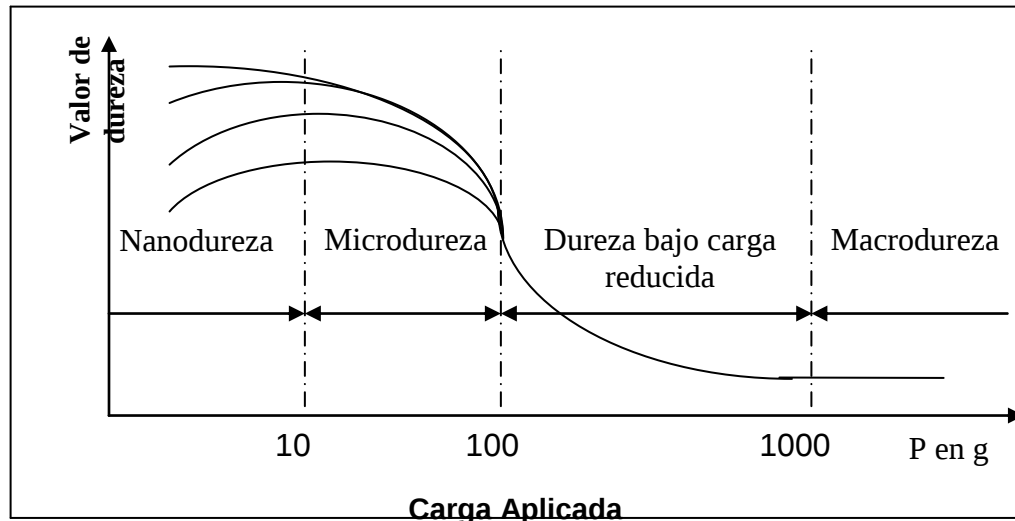


Figura 2.16

Variación de cantidad de dureza en función a la carga aplicada.

Se recomienda indicar la carga con la cual la dureza esta medida o mejor aun, indicar la variación de la dureza con la carga aplicada.

La variación del tamaño de la huella es bastante difícil de cuantificar sobre todo cuando los ensayos se realizan con cargas muy bajas. Mediante diferentes mecanismos se ha tratado de explicar esto. Así se tiene por ejemplo el endurecimiento por deformación (Tate, 1945), la recuperación elástica después de la indentación (O'Neill, 1934), la deformación plástica generada al principio del ensayo de indentación (Hays y Kendall, 1973), la energía necesaria para generar una dislocación según (Gane y Cox 1970), los errores estadísticos de medición (Yost, 1983), la fricción entre el material y las caras del indentador según (Li et. Al, 1993), y la teoría del Gradiente de Plasticidad (Nix y Gao, 1998). Una gran parte de las hipótesis concernientes a la variación de la dureza en función de la carga pueden ser acertados en los recientes artículos de Gong et al.(2001 al 2003).

2.4.6.-Relación entre la Cantidad de Dureza Vickers Y Knoop

Como se ha precisado anteriormente, la dureza Vickers está definida como la relación entre la carga y la superficie real de contacto mientras que la dureza Knoop se expresa mediante la relación entre la carga y la proyección de la huella residual sobre la superficie. Sin tomar en cuenta estas diferencias entre las definiciones de durezas, algunos autores han comparado valores de dureza Vickers y Knoop obtenidos bajo las mismas condiciones de carga y sobre los mismos materiales. Por ejemplo, se podrían mencionar los trabajos de Gong *et. al* (2002) en diferentes cerámicas Si_3N_4 , los de Mukhopadhyay *et. al* (1990) en los nitratos de silicio y en las cerámicas de sialon, así como los de Uller *et. al* (2001 y 2002) en alúmina Al_2O_3 y en carburo de silicio SiC . Es interesante representar los resultados en el siguiente diagrama (Figura 2.17) para mostrar la relación de los valores de dureza entre ambos métodos.

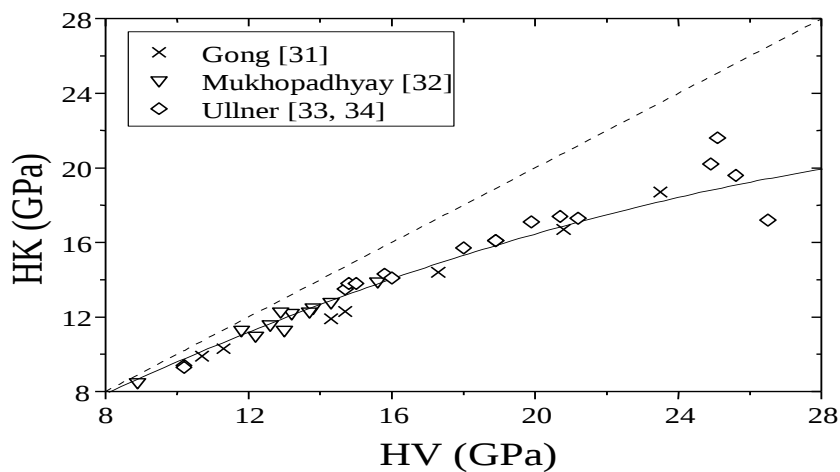


Figura 2.17

Comparación entre las cantidades de dureza HV con HK.

Se puede notar que la relación entre estos valores de dureza parece ser independientes de la naturaleza del material puesto que es posible representarlos en una misma curva. Se puede ver también que el valor de dureza Knoop es siempre menor que el de dureza Vickers, cuando la medida de dureza es superior a 8 GPa.

Para valores menores a 8 GPa, un estudio efectuado por Shaw et. al (1996) en el cual se ensayan diferentes aleaciones de metales, muestra sin ambigüedad que el valor de dureza Knoop es siempre superiores al de dureza Vickers en dicho intervalo (Figura 2.18).

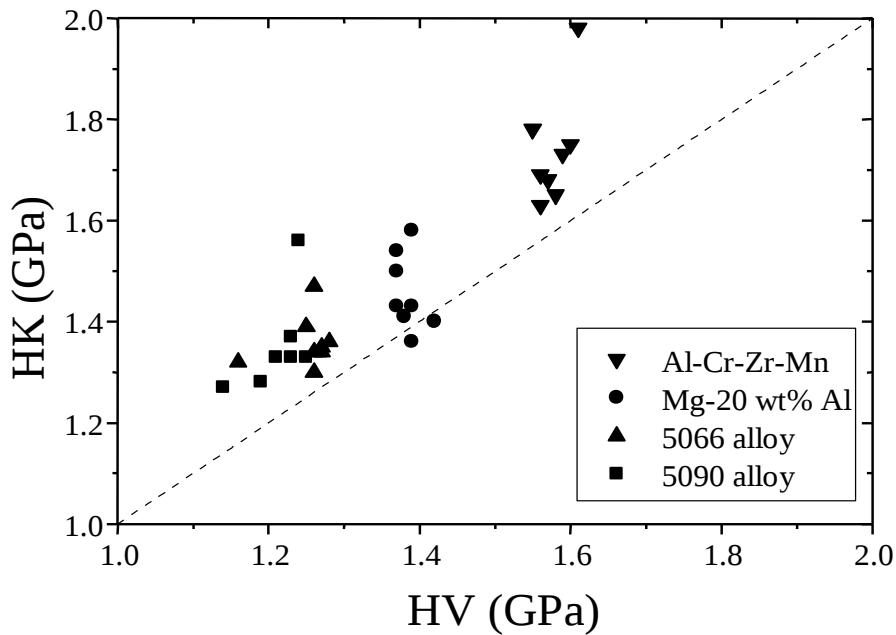


Figura 2.18

Hechos experimentales de Shaw en diferentes aleaciones.

La diferencia entre las durezas Vickers y Knoop ha sido motivo de discusión en el pasado. Por ejemplo, Shaw atribuye esta diferencia a los fenómenos de fricción generados por el contacto entre el indentador y el material, a pesar de que el lubricante utilizado en la prueba reduce significativamente dicho efecto. Observaciones similares se reportaron por Atkinson et al. (1989 a 1991).

Según Gong, de acuerdo con las observaciones experimentales de Lawn y Howes (1981) y de Marshall *et. al* (1982), la principal razón de esta diferencia es la existencia de la recuperación elástica que resulta de la incompatibilidad de

deformación entre la zona plástica y la zona no deformada del material, cercana a la huella que aparece después de retirar el indentador. Se considera que esta recuperación elástica, en la indentación Vickers, no afecta las diagonales de la huella sino solamente la profundidad. En el ensayo de indentación Knoop, por el contrario, la recuperación elástica no modifica la diagonal mayor de la huella, pero la diagonal menor se hace menor mientras se aumente la carga aplicada. Esta modificación origina una variación de la superficie A que interviene en la expresión original de la dureza. Un estudio sistemático realizado por Marshall (1994), dio cuenta de que la relación de diagonales (w/L) permite apreciar las propiedades elasto-plásticas del material. Blau (2000) y Lima et. al (2001), en base a dicho estudio, expresaron la relación (w/L) en función de la dureza y del modelo de elasticidad, según la relación siguiente:

$$\left. \frac{w}{L} \right|_{medida} = \left. \frac{w}{L} \right|_{teórica} - \left(0,45 \cdot \frac{HV}{E} \right) \quad (2.20)$$

La relación (w/L) teórica se calcula según la expresión (2.10)

Esta relación se utilizó con éxito por Gogotsi (1995) y Amitay-Sadovsky (1998) para evaluar el modulo de elasticidad de los materiales a prueba.

De la misma manera, Gong *et. al* (2002) ha representado (Figure 4.17) la relación (w/L) en función de la relación de durezas (HV/HK) para cerámicas Si_3N_4 . La Figura 2.19 muestra una relación lineal entre la relación (w/L) y la relación de durezas (HV/HK). Los autores encontraron experimentalmente los siguientes coeficientes:

$$\left. \frac{w}{L} \right|_{mesuré} = 0,1908 - 0,0595 \cdot \left(\frac{HV}{HK} \right) \quad (2.21)$$

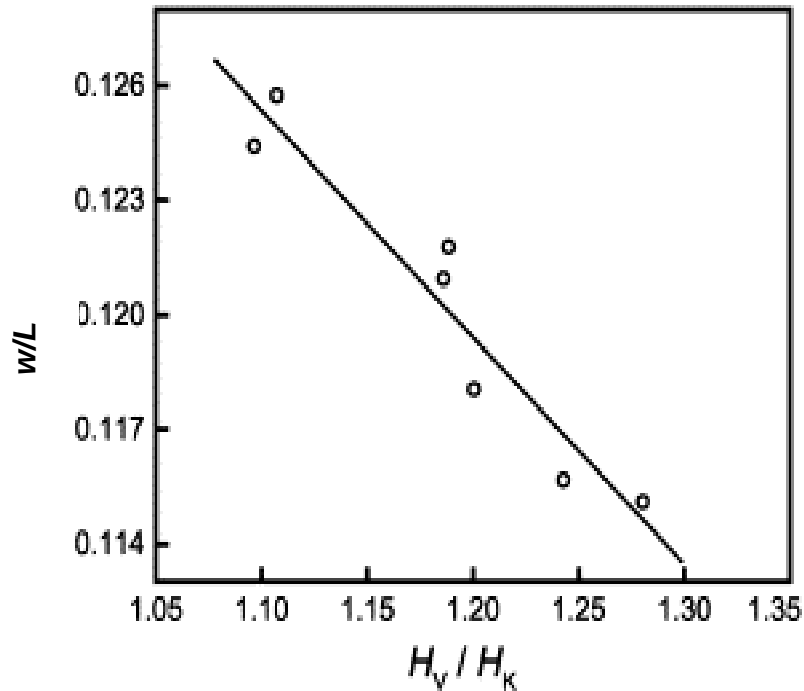


Figura 2.19

Hechos experimentales de Gong realizados a diferentes cerámicas de Si_3N_4 .

Las ecuaciones 2.20 y 2.21, sin embargo, deben ser consideradas con prudencia ya que implican una correlación única entre las durezas H_V y H_K y el módulo de elasticidad E . La relación (H_V/H_K) puede variar para un material, en función de su estado estructural e igualmente puede variar el módulo de elasticidad del mismo. Por ejemplo, la dureza del acero templado puede ser 3 veces superior a la del acero recocido a pesar de que E sigue siendo igual a 200 GPa aproximadamente para ambos.

La expresión de Gong sin embargo es interesante, ya que se puede notar que la relación (w/L) es igual a 0,1313 cuando la relación (H_V/H_K) es igual a 1. Este valor se encuentra muy cercano al valor teórico de 0,14 (relación 2.10). El modelo de Gong, sin embargo, es aplicable para valores de dureza Vickers superiores a 8 GPa. Se considera que un modelo físico coherente, debería partir del valor cero y de ese modo abarcar desde la Nanodureza hasta la Macrodureza.

2.5 TRATAMIENTOS TÉRMICOS

El tratamiento térmico es la operación que consiste en el calentamiento y enfriamiento controlado de un metal en su estado sólido con la finalidad de cambiar sus propiedades físicas. La ejecución correcta de un tratamiento térmico permite reducir los esfuerzos internos, el tamaño del grano, incrementar la tenacidad o producir una superficie dura con un interior dúctil. Todo esto depende del tipo de tratamiento, esto no quiere decir que con un solo tratamiento se logra todo esto. Para realizar un tratamiento térmico es recomendable utilizar los diagramas de cambios de fases como el de hierro-carbono. En este tipo de diagramas se especifican las temperaturas en las que suceden los cambios de fase (cambios de estructura cristalina). La importancia de los tratamientos térmicos en el ámbito industrial, es debida a las constantes innovaciones que hacen necesaria la utilización de metales con mayores resistencias tanto al desgaste como a la tensión.

2.5.1.- Temple

Consiste en enfriar el metal desde la temperatura de austenización de manera brusca, para transformarlo en una estructura totalmente martensítica y así obtener un material más duro y frágil.

Se define la velocidad crítica de temple, como la velocidad de enfriamiento mínima para que la totalidad de la austenita formada en el calentamiento del acero, se transforme en martensita. Las velocidades críticas de temple varían, para los aceros al carbono, de 200° a 600° por segundo, según sea el porcentaje de carbono. Los elementos de aleación hacen, en general, disminuir la velocidad crítica de temple, pudiendo algunos aceros aleados templarse al aire, a velocidades inferiores a 50°/s[7].

Debido a la importancia que tiene la rapidez de enfriamiento en este proceso, hay que tomar muy en cuenta la selección del medio de temple. Un medio de temple

ideal es aquel que realice un enfriamiento bastante rápido al comienzo a fin de minimizar la distorsión. Desafortunadamente, no hay un medio de temple que muestre estas propiedades ideales. El agua y las soluciones acuosas de sales inorgánicas tienen alta rapidez de enfriamiento al inicio, pero esta rapidez persiste a bajas temperaturas, mientras que en los aceites para temple el enfriamiento al inicio es más lento y la segunda etapa de enfriamiento es más corta pero con una rapidez más lenta[7].

Los siguientes medios de temple industriales se enumeran en orden de disminución de la severidad del temple:

1. Solución acuosa del 10% de cloruro de sodio (Salmuera);
2. Agua del grifo;
3. Sales fundidas o líquidas;
4. Aceite soluble y soluciones acuosas;
5. Aceite
6. Aire.

Nota: La temperatura de austenización recomendada para aceros hipoeutectoides (%C menor a 0,77) es de 50°F por encima de la temperatura crítica superior[7].

Los factores que influyen en la práctica del temple son:

- El tamaño de la pieza:

Uno de los factores que más influyen en las características finales que se obtienen al templar una pieza de acero, es su tamaño. En los perfiles delgados, tanto en el calentamiento como en el enfriamiento, se observará muy poca diferencia de temperatura entre la periferia y el interior de las piezas. Pero si se trata de piezas de gran espesor o gran diámetro, se comprende perfectamente que la temperatura en su interior sea inferior en el calentamiento y superior en el enfriamiento a la de su periferia, ya que el calor no se transmite directamente al interior, sino a través del

espesor de la pieza, necesitando la transmisión de un tiempo determinado, que es el que produce el retraso con relación al proceso que se sigue.

Si se trata de calentamientos, el tamaño de las piezas no tiene otra influencia que aumentar la duración del proceso, pues, en general, no está limitada (hasta una temperatura determinada) la duración del calentamiento más que por razones económicas. Si la temperatura es muy elevada, ya hemos dicho que la duración del calentamiento aumenta el tamaño del grano.

Pero si se trata de un enfriamiento y siempre relativamente rápido como exige el temple, la influencia del espesor tiene mayores consecuencias, puesto que las velocidades que se obtienen en el interior de la pieza son a veces muy inferiores a las de la periferia. Y el resultado es que en piezas muy gruesas la velocidad de enfriamiento, a partir de un diámetro determinado, es inferior a la crítica y el núcleo de las piezas queda sin templar[7].

Sí esta barra se parte, se observan dos zonas perfectamente diferenciadas: una interior, de grano grueso, que es la zona que no ha adquirido temple por que la velocidad de enfriamiento ha sido inferior a la crítica, y otra zona periférica, de grano fino, que es la zona templada.

La zona templada tiene aproximadamente la misma profundidad, sea cual sea el diámetro de la barra o espesor de la pieza, para, una misma composición del acero y condiciones de enfriamiento aumentando ligeramente a medida que el diámetro es más pequeño. Se comprende que cuando el radio de la pieza sea aproximadamente igual que la profundidad del temple, la totalidad de la masa del acero quedará templada.

- La composición química del acero:

El contenido de carbono del acero influye a la vez en la temperatura y en la velocidad crítica del temple.

La temperatura de temple es tanto más baja cuanto más se aproxima el acero a la composición eutectoide.

La velocidad crítica de temple disminuye cuando el contenido de carbono aumenta. Por tanto, para las mismas condiciones de enfriamiento, el temple obtenido es más enérgico y la dureza en los aceros al carbono templados es mayor cuando más alto su porcentaje de carbono.

Los elementos de aleación cambian la posición del punto eutectoide en el diagrama hierro-carbono ya conocido, y el acero aleado eutectoide no tiene ya el mismo porcentaje de carbono y, por tanto, se desplaza a derecha y a izquierda, ni la misma temperatura de transformación, y por tanto se desplaza hacia arriba o hacia abajo. En líneas generales, ocurren las siguientes variaciones:

1. - El aluminio, el berilio, el niobio, el tántalo, el titanio y el circonio forman carburos y aumentan, por tanto, el contenido de carbono del eutectoide desplazándolo hacia la derecha.
2. - El cobalto, el cobre y el silicio forman soluciones sólidas con el hierro, pero no dan ningún carburo. Como consecuencia, baja el contenido de carbono del eutectoide, desplazándose hacia la izquierda.
3. - El molibdeno, el cromo, el wolframio, el manganeso y el níquel disminuyen o aumentan el contenido de carbono del eutectoide, según la importancia de la aleación, pues de ella depende que formen soluciones sólidas con el hierro y el carbono o carburos metálicos.

- El tamaño del grano:

El tamaño del grano influye principalmente en la velocidad crítica de temple. A igualdad de composición las velocidades críticas de temple de los aceros de grano grueso son inferiores a las velocidades críticas de los aceros de grano fino.

- El medio de enfriamiento:

Al sumergir una barra de acero a alta temperatura en un líquido, tienen lugar las siguientes etapas:

1.^a Inmediatamente después de introducir la barra se forma una capa de vapor que envuelve el metal y que dificulta el enfriamiento, que por esta razón empieza siendo bastante lento influyen en esta etapa la temperatura inicial del baño, la temperatura de ebullición, la conductividad de su vapor y el grado de agitación del baño, que remueve el líquido en contacto con la barra.

2.^a Al descender la temperatura desaparece la envuelta de vapor, aunque el líquido en contacto con el metal sigue hirviendo y produciendo burbujas. El enfriamiento es rápido y se denomina enfriamiento por transporte de vapor. Influyen en esta etapa el calor de vaporización y la viscosidad del líquido.

3.^a Cuando la temperatura del metal desciende por debajo de la temperatura de ebullición del líquido de temple, el enfriamiento se hace por conducción y convección; pero como entonces la diferencia de temperatura entre el metal y el medio es pequeña, el enfriamiento es lento, dependiendo de la conductividad térmica del líquido y de su grado de agitación.

De lo expuesto se deduce que las propiedades de los líquidos que más influyen en el enfriamiento de los aceros son: la temperatura inicial del baño, su temperatura de ebullición, su calor de vaporización, su calor específico, su conductividad calorífica, su viscosidad y, además, la masa del baño y su grado de agitación.

2.5.2.- Revenido

El acero en la condición martensítica es demasiado frágil para la mayoría de sus aplicaciones. La formación de esta estructura genera grandes tensiones residuales; por

tanto, el temple casi siempre viene seguido por el revenido. La función del revenido es liberar los esfuerzos residuales y mejorar la ductilidad y tenacidad del acero. Este aumento en ductilidad generalmente se obtiene a costa de la dureza o resistencia a la abrasión.

El tratamiento de revenido consiste en calentar al acero después de normalizado o templado, a una temperatura inferior al punto crítico, seguido de un enfriamiento controlado.

Los fines que se consiguen con este tratamiento son los siguientes:

- Mejorar los efectos del temple, llevando al acero a un estado de mínima fragilidad.
- Disminuir las tensiones internas de transformación, que se originan en el temple.
- Modificar las características mecánicas en las piezas templadas.
- Aumentar las características de ductilidad; alargamiento estiración y las de tenacidad; resiliencia.

Los factores que influyen en el revenido son los siguientes: la temperatura de revenido sobre las características mecánicas, el tiempo de revenido (a partir de un cierto tiempo límite la variación es tan lenta que se hace antieconómica su prolongación, siendo preferible un ligero aumento de temperatura de revenido), la velocidad de enfriamiento (es prudente que el enfriamiento no se haga rápido) y las dimensiones de la pieza (la duración de un revenido es función fundamental del tamaño de la pieza recomendándose de 1 a 2 horas por cada 25mm de espesor o diámetro).

2.5.3.- Recocido

El término de recocido se refiere a un tratamiento térmico que consiste en mantener el material a una temperatura elevada durante un período de tiempo, y

posteriormente enfriarlo lentamente. Este proceso se lleva a cabo para eliminar tensiones, incrementar la plasticidad, la ductilidad y la tenacidad y/o producir una microestructura específica. En otros términos, es un tratamiento que trata de llevar el material a un estado de equilibrio ideal.

Para los aceros la etapa de mantenimiento se realiza a una temperatura entre 10 y 45°C por encima de la línea A3[7]. A esta temperatura y en condiciones de equilibrio (es decir, tras esperar el tiempo suficiente), prevalece la fase austenita. Posteriormente se deja que el material se enfríe lentamente, por ejemplo apagando el horno en que se ha realizado el calentamiento con el material en su interior, proceso que puede durar varias horas. La microestructura resultante de este proceso, como se haya visto la perlita gruesa, material que tiende a ser relativamente blando y dúctil. Es por lo tanto, un procedimiento que tiende a reducir la resistencia mecánica de los aceros y que, por consiguiente, facilita su mecanización (torneado, fresado, etc.).

Características generales del recocido:

- Se emplea para ablandar aceros.
- Se obtienen aceros más mecanizables.
- Evita la acritud del material.
- La temperatura de calentamiento está entre 600 y 700 °C.
- El enfriamiento es lento.

CAPÍTULO III: METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

3.1 MATERIAL BASE

• Acero AISI 4140 (Q&T)

Acero con aleación al cromo-molibdeno. Muy resistente a la torsión, buena resistencia al desgaste y al impacto, utilizable en temperaturas hasta 450°C sin perder su bonificación equivalente al AISI 4142 y ASTM a-193 Grado B-7. Es aplicable en la construcción de vehículos, engranajes y motores, partes y repuestos de maquinarias tales como arboles de transmisión, brazos de ejes, bombas cardanes, cigüeñales, pines, émbolos, moldes de inyección de plástico como el VCN 150 donde las exigencias son menos estrictas[15].

Tabla III.1. Composición nominal del Acero AISI 4140 (Q&T)[15].

Elemento	Composición(%)
Carbono: C	0.4
Silicio,: Si	0.3
Manganeso: Mn	0.7
Cromo: Cr	1.1
Molibdeno: Mo	0.2

3.1.1 Maquinado y Preparación de las Probetas

Las barras del material a utilizar fueron cortadas y mecanizadas en el taller de Precisión J.V. C.A, ubicado en la zona industrial de Turumo, Edo. Miranda. En dicho taller, se realizó el dimensionamiento y rectificado de las probetas para los ensayos de indentación.

Una vez fabricadas las probetas se procedió a dar el acabado superficial por medio de lijado y pulido a las probetas. Para este proceso se pasaron cada una de las

probetas por lijas de carburo de silicio (SiC), en el siguiente orden 240, 400, 600, 1200. Después se procedió a pulir las probetas, para ello se utilizó la máquina pulidora. Allí se colocó un paño de fieltro y se le agregó alúmina de 0,05 micras. El acabado superficial se realizó con la finalidad de eliminar irregularidades existentes en las probetas, y así evitar la influencia de éstas en los resultados de los ensayos de indentación. Las probetas de tracción fueron lijadas y pulidas de igual forma que las probetas de indentación, a objeto de tratar de obtener una rugosidad superficial similar.

Adicionalmente, basado en las normas ASTM D 1474-98 y ASTM A-370, se determinó el número mínimo de probetas a utilizar en los respectivos ensayos. En el caso de los ensayos de indentación, es necesario ensayar dos (2) probetas.

Tabla III.2 Especificación de la cantidad y tipo de probetas utilizadas, con sus respectivas normas.

Probetas	Material	Cantidad	Norma ASTM
Indentación	Acero	1	E 10-07 ^a
Indentación	Acero con recubrimiento Colmonoy 88	1	E 10-07 ^a

3.2 RECUBRIMIENTO

El material utilizado como recubrimiento es Aleaciones de Base Níquel (Colmonoy 88). Este material tiene una alta resistencia a la abrasión y corrosión. Es utilizado en tornillos de extrusión de plástico, asientos de válvulas, émbolos de las bombas, entre otros.

Tabla III.3 Composición química de Aleaciones de Base Níquel(Colmonoy88)[8].

Elemento	Composición (%)
Níquel, Ni	56.4
Tungsteno, W	17.3
Cromo, Cr	15
Silicio, Si	4
Hierro, Fe	3.5
Boro, B	3
Carbono, C	0.8

3.2.1 Deposición del Recubrimiento

Una vez fabricadas y dado el correspondiente acabado superficial a las probetas anteriormente descritas, se procedió a su envío a la empresa PLASMATEC Ingenieros C.A. (*Carretera Vieja Caracas-Guarenas*) Allí las probetas se recubrieron con Aleaciones de Base Níquel, de acuerdo a la práctica operativa que utiliza la citada empresa. La deposición del recubrimiento se realizó con una pistola JP-5000, bajo las siguientes condiciones de operación: Presión del combustible(Kerosene) 1,17Mpa; flujo de Oxígeno 11,75 s-1, flujo de Nitrógeno 0,23 s-1; distancia de rociado 330

mm; flujo de combustible 0,00631 s⁻¹ y la tasa de alimentación de Aleaciones de Base Níquel 1,5 g s⁻¹[26].

3.2.2 Determinación del Espesor del Recubrimiento.

El espesor del recubrimiento fue estimado mediante el método de corrientes inducidas[22]. Dentro del área de los Ensayos No Destructivos, la técnica conocida como Corrientes inducidas, destaca por la amplia diversidad de aplicaciones que van desde la simple detección y localización de discontinuidades (defectología) hasta la determinación de características físicas de los materiales tales como medición de espesores de recubrimientos, determinación de conductividad eléctrica y permeabilidad magnética, diferenciación de materiales en base a su composición, dureza, microestructura, tratamientos térmicos, perfilometría, determinación de propiedades geométricas etc.

En la técnica de inspección por corrientes inducidas, la pieza o componente a ser inspeccionado se coloca dentro de una bobina (o en contacto con ella) por la cual circula una corriente alterna (AC) que recibe el nombre de “corriente de excitación”. Como una consecuencia de lo anterior, se produce en las proximidades de la bobina un Campo Electromagnético llamado Campo Primario (H_p) el cual produce el flujo de corrientes inducidas sobre la pieza inspeccionada. Estas corrientes inducidas a su vez producen un segundo campo electromagnético llamado Campo Secundario (H_s), cuya principal característica es la de tener un sentido opuesto al primario (Ley de Lenz) Estos campos se combinan para producir un campo electromagnético resultante ($H_p - H_s$) [25].

Las variaciones de los espesores del recubrimientos, producen cambios en el flujo de las corrientes inducidas, y en el campo secundario (H_s) y a través de este en el campo resultante ($H_p - H_s$) [25]. Este campo resultante actúa sobre la bobina inductora, produciendo variaciones en el voltaje alterno que se le aplica y en su impedancia eléctrica. Estas variaciones pueden ser detectadas y procesadas, para ser

representadas en algún dispositivo de medición analógico o digital, tubo de rayos catódicos o un registrador gráfico. Este método permite la medición de espesores en recubrimientos base níquel sobre sustrato magnético o no magnético[5].

Pasos a seguir para la obtención del espesor de recubrimiento:

1. Ajuste con el patrón de medición (se colocan ambas bobinas en el material sin recubrimiento, es decir, sobre el material base).
2. Punto de correlación con el material de referencia (Se coloca la bobina sobre el recubrimiento de espesor conocido, manteniendo la otra en el material sin recubrimiento).
3. Punto determinado por el espesor de prueba (Recubrimiento de espesor desconocido).
4. Mediante la siguiente expresión se obtiene el valor del espesor del recubrimiento:

$$e_3 = \frac{y_3 * e_2}{y_2} \quad (3.1)$$

Donde

y_3 = Distancia del espesor desconocido medida en dirección al eje vertical y respecto al punto patrón.

y_2 = Distancia del espesor conocido medida en dirección al eje vertical y respecto al punto patrón.

e_2 = Espesor conocido.

Luego de realizar estas mediciones se procedió a rectificar las probetas y así obtener los espesores deseados: $e_1 = 0,2\text{mm}$; $e_2 = 0,4\text{mm}$; $e_3 = 0,6\text{mm}$.



Figura III.1 Probeta para ensayos de indentación (Acero AISI 4140 (Q&T) sin recubrimiento)



Figura III.2 Probeta para ensayos de indentación (Acero AISI 4140 (Q&T)/Aleaciones de Base Níquel)

3.3 ENSAYOS DE INDENTACIÓN

Los ensayos de indentación se realizaron en una máquina computarizada, con penetradores Vickers y Knoop. Para la Indentación Vickers se aplicaron cargas sobre las probetas de 1, 2, 3, 5, 10, 20, 30 y 50Kgf, mientras que para la Indentación Knoop se muestra en el siguiente cuadro:

Tabla III.4 Cargas utilizadas para cada material en la Indentación Knoop

Material	Cargas (Kgf)					
	1	2	3	5	10	--
Acero						--
Acero rec. $e_1 = 0,2\text{mm}$	1	2	3	5	10	20
Acero rec. $e_2 = 0,4\text{ mm}$	1	2	3	5	10	20
Acero rec. $e_3 = 0,6\text{ mm}$	1	2	3	5	10	20

Cada carga fue aplicada por un tiempo de 6 seg. Al retirar la carga se realizó la medición del tamaño de la huella(se promedio las dos (2) diagonales en el Ensayo Vickers). Se realizaron cinco (5) repeticiones por cada carga aplicada. La distancia entre el centro de dos indentaciones adyacentes debe ser tres veces la diagonal del indenter[4].

Con los valores de carga y diagonal de la huella se obtuvieron las presiones medias y las deformaciones para cada punto del ensayo mediante las ecuaciones (1.1) y (1.4) respectivamente.



Figura III.3 Durómetro Universal.

3.4 CONSTRUCCIÓN DE LA CURVA DE ESFUERZO CONTRA DEFORMACION A PARTIR DE INDENTACION.

Las deformaciones de indentación “ ϵ ” Vickers y Knoop fueron estimadas mediante la ecuación (4.3) y (4.6) respectivamente. Para la obtención del esfuerzo de indentación “ σ ” es necesario estimar el valor empírico “ δ ” propuesto por Tabor[27]. Y de la curva esfuerzo vs deformación, obtenida mediante el ensayo de tracción en el trabajo de investigación realizado por Barrios Diego y Fuentes Emilio[8], se estimó el valor del exponente de endurecimiento por deformación “ n ” y del coeficiente de resistencia “ K ” necesarios en el modelo de Hollomon, Voce y Swift. Mediante dichos modelos se tomaron valores de esfuerzo correspondientes a las deformaciones de indentación. Luego, los valores de presión media obtenidos en los ensayos de indentación empleando la ecuación (1.5) fueron divididos entre los esfuerzos de tracción antes mencionados:

$$\delta = \frac{P_m}{\sigma_{tracción}} \quad (3.2)$$

δ : Valor empírico de Tabor.

$\sigma_{tracción}$: Esfuerzo de tracción [MPa].

P_m : Presión media [MPa].

Se realizó el promedio de los valores de “ δ ”. Con este valor promedio se estimaron los esfuerzos con la relación de Tabor para cada uno de los modelos antes mencionados.

$$\sigma = \frac{P_m}{\delta} \quad (3.3)$$

Con los valores de deformación Vickers y Knoop obtenidos mediante la ecuación (4.3) y (4.6) respectivamente, y los valores de esfuerzo estimados anteriormente, se construyó la curva esfuerzo-deformación por indentación.

Posteriormente, se compararon las curvas esfuerzo-deformación obtenidas por el ensayo de tracción con las de indentación.

3.5 CURVAS DEL SISTEMA SUSTRATO-RECUBRIMIENTO

Con los valores del ensayo de indentación (carga, diagonal de la huella) de las probetas sistema sustrato-recubrimiento, se calcularon valores de dureza Vickers y Knoop mediante las ecuaciones (2.8) y (2.12) respectivamente.

Utilizando el modelo propuesto por Lesage y Pertuz[20] se obtuvieron valores de dureza del recubrimiento. La ecuación que rige dicho modelo es la siguiente:

$$A * H_f^2 + B * H_f + C = 0 \quad (3.4)$$

donde:

$$A = f^2 * (f - 1)$$

$$B = (-2f^3 + 2f^2 - 1) * H_s + (1 - f) * H_c$$

$$C = f * H_c * H_s + f^2 * (f - 1) * H_s^2$$

$$f = \left(\frac{t}{d}\right)^m$$

El valor de “m” es estimado por el desarrollo de una regresión lineal de todos los puntos experimentales obtenidos para el sistema sustrato-recubrimiento (mediante el uso del programa Matlab) y deducido de la siguiente relación[20].

$$\ln d = m * \ln P + b$$

H_c = Dureza del conjunto.

H_s = Dureza del sustrato.

H_f = Dureza del recubrimiento.

t = Espesor del recubrimiento.

d = Diagonal de la huella.

CAPÍTULO IV: RESULTADOS Y ANÁLISIS

Una vez aplicada cada una de las técnicas experimentales descritas en el capítulo anterior, se presentan a continuación los resultados obtenidos con sus respectivos análisis mediante los siguientes puntos: Tabla de Valores del Ensayo de tracción uniaxial [8], Ensayo de indentación, Comparación de las curvas esfuerzo vs deformación obtenidas por tracción uniaxial y por indentación; y por último, el sistema sustrato-recubrimiento.

4.1 ENSAYO DE TRACCIÓN UNIAXIAL

En las **Tabla IV.1** se presenta los resultados del ensayo de tracción **uniaxial del Acero AISI 4140 (Q&T)**, realizado por Barrios Diego y Fuentes Emilio en su Trabajo de Grado [8]. Se especifica el valor de la elongación, carga, deformación nominal, esfuerzo nominal, deformación real y esfuerzo real. Estos valores representan el promedio de probetas ensayadas. Todo lo contenido en esta tabla se resume en las gráficas siguientes.

Tabla IV.1 Valores del Ensayo de Tracción del Acero AISI 4140 (Q&T) [8].

Nominales				Reales	
Elongación(mm)	Carga(N)	e(mm/mm)	S (Mpa)	ϵ (mm/mm)	σ (Mpa)
0,006	102,73	0,00006	1,9442703	6,00E-05	2,0198134
0,315	5393,18	0,00315	102,07419	0,003145	105,87672
0,753	12892,27	0,00753	244,00593	0,0075018	252,54454
1,4	23969,7	0,014	453,66308	0,0139029	468,03527
2,147	36759,24	0,02147	695,72473	0,0212428	715,12851
2,574	44070	0,02574	834,09197	0,0254143	855,5615
2,6	44713	0,026	846,26173	0,0256677	868,26453
2,7	46479	0,027	879,68597	0,0266419	903,43749
2,811	46788	0,02811	885,53427	0,0277222	910,42664
3,291	47638	0,03291	901,62181	0,0323801	931,29419
4,002	48912	0,04002	925,73421	0,0392399	962,78209
5,803	51520	0,05803	975,09459	0,0564087	1031,6793
6,958	52246	0,06958	988,83524	0,067266	1057,6384
6,961	52247	0,06961	988,85417	0,0672941	1057,6883
6,964	52248	0,06964	988,8731	0,0673221	1057,7382
7,204	52319	0,07204	990,21688	0,0695634	1061,5521
7,81	52402	0,0781	991,78778	0,0752002	1069,2464
8,086	52372	0,08086	991,21998	0,077757	1071,37
8,2	52341	0,082	990,63326	0,0788112	1071,8652
8,405	52232	0,08405	988,57027		
9,002	51114	0,09002	967,41042		
10	47479	0,1	898,6125		
10,856	42061	0,10856	796,06858		

En la **figura IV.1** se muestra la curva carga vs elongación del Acero AISI 4140(Q&T) nominal, seguida en la **figura IV.2** por la curva esfuerzo real vs deformación real. El esfuerzo de fluencia nominal (S_y) obtenido es de 834 MPa, mientras que el esfuerzo nominal a la carga máxima (S_{ut}) es igual a 990 MPa. En comparación con los valores extraídos de la literatura[15] los cuales son: $S_y = 686-882$ MPa; $S_{ut} = 931-1127$ MPa, se puede notar que los valores experimentales se encuentran dentro del intervalo de los valores teóricos, por consiguiente el resultado del ensayo presentan un alto grado de confiabilidad.

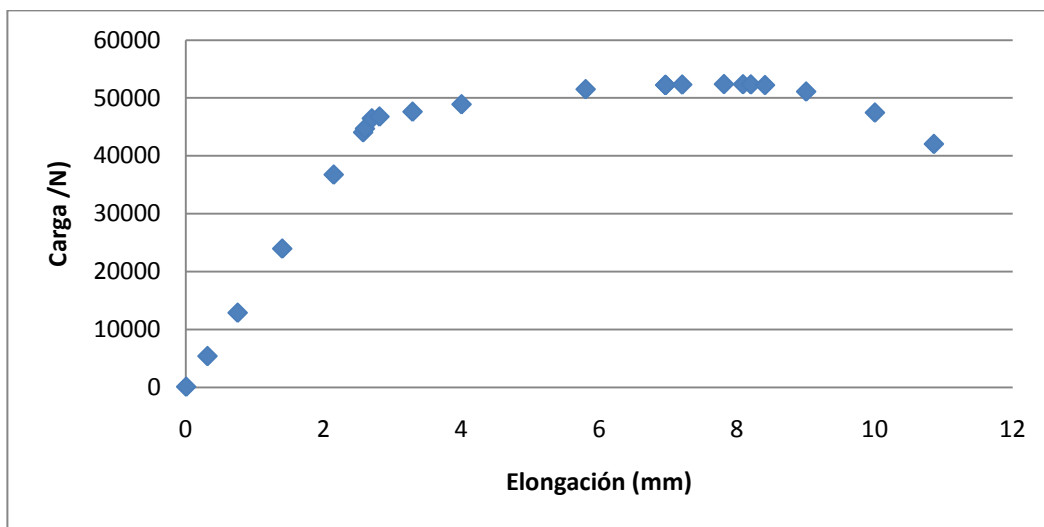


Figura IV.1 Curva Carga vs Elongación (Acero AISI 4140 Q&T) nominal.

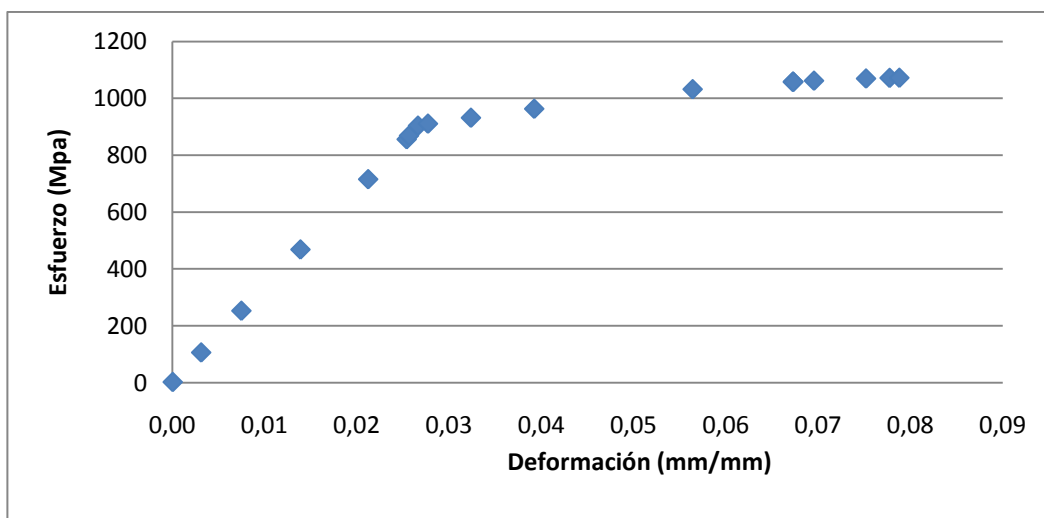


Figura IV.2 Curva Esfuerzo real vs Deformación real(Acero AISI 4140 Q&T)

4.2 ENSAYO DE INDENTACIÓN

En la **tabla IV.2**, y la **tabla IV.3**, se presentan las mediciones del ensayo de indentación Vickers y Knoop del Acero AISI 4140 (Q&T) respectivamente, en ellas se especifica la carga aplicada, diagonal de huella y área proyectada.

Para la estimación de las deformaciones debido a las indentaciones Vickers y Knoop se plantean las siguientes relaciones, ya que en las referencias bibliográficas no aparece alguna ecuación que permita estimar las mismas:

4.2.1 Deformación Vickers

Se propone una relación que toma en cuenta el promedio entre el diámetro de la huella (indentación Brinell) y la diagonal de la huella (indentación Vickers) para una misma carga aplicada, obteniéndose:

$$\frac{d_V}{d_B} = K_1 \quad (4.1)$$

Donde:

d_V : Diagonal de la huella (indentación Vickers).

d_B : Diámetro de la huella (indentación Brinell).

K_1 : Valor promedio de la relación d_V/d_B (1,22845).

Sustituyendo la relación (4.1) en la ecuación (1.4) propuesta por Tabor para deformaciones debido a un indenteor Brinell ($D= 2.5\text{mm}$), tendremos una deformación equivalente real para la indentación Vickers:

$$\varepsilon = 0.2 * \left(\frac{d_V}{K_1 * D} \right) \quad (4.2)$$

Por lo tanto $\varepsilon = K_2 * d_V \quad (4.3)$

Donde $K_2 = \frac{0.2}{K_1 * D}$

4.2.2 Deformación knoop

De igual manera, se propone una relación que toma en cuenta el promedio entre la diagonal de la huella (indentación Vickers) y la diagonal mayor de la huella (indentación Knoop) para una misma carga, se obtiene:

$$\frac{L_K}{d_V} = K_3 \quad (4.4)$$

Donde

L_K : Diagonal mayor de la huella (indentación Knoop).

d_V : Diagonal de la huella (indentación Vickers).

K_3 : Valor promedio de la relación L_K / d_V (2,6737716).

Sustituyendo la relación (4.4) en la ecuación (4.3), tendremos una deformación equivalente real para la indentación Knoop:

$$\varepsilon = K_2 * \frac{L_K}{K_3} \quad (4.5)$$

Por lo tanto
$$\varepsilon = K_4 * L_K \quad (4.6)$$

Donde
$$K_4 = \frac{K_2}{K_3}$$

En las **Tablas IV.4, y IV.6** se muestran los valores de deformación (indentación Vickers e indentación Knoop respectivamente), la presión media, y los esfuerzos de tracción modelados.

Las **Tablas IV.5, y IV.7** que contienen los coeficientes equivalentes de Tabor para las indentaciones Vickers y Knoop respectivamente, muestran que estos valores dependen del modelo que se utilizó, es por ello que se tienen tres (3) valores de

coeficientes para el material. Para verificar los valores estimados anteriormente, se realizó una comparación con los trabajos desarrollados por Tabor[27], Jeong-Hoon[18] y B. S.-J. Kang, Z. Yao, E. J. Barbero[19] los cuales obtuvieron 2,8; 3 y 2,92 respectivamente. Para el Acero AISI 4140 (Q&T), el coeficiente obtenido para las deformaciones dada por la Indentación Vickers modeladas por Hollomon, Voce y Swift fueron 3,361; 3,363 y 3,362 respectivamente. Por otro lado el coeficiente de Tabor obtenido para las deformaciones dada por la Indentación Knoop modeladas por Hollomon, Voce y Swift fueron 3,217; 3,165 y 3,218 respectivamente.

Las **Tablas IV.8, y IV.9** presentan los valores obtenidos del ensayo de indentación Vickers y Knoop sobre las probetas de Acero AISI 4140 (Q&T) recubiertas con Aleaciones de Base Níquel(Colmonoy 88) en sus respectivos espesores.

Tabla IV.2 Valores del Ensayo de Indentación Vickers (Acero AISI 4140 Q&T)

m(kgf)	P (N)	diagonal de la huella "d" (mm)						dprom (mm)	Área(mm²)
50	491	0,588	0,588	0,588	0,587	0,588	0,590	0,588	0,173
30	294,6	0,457	0,457	0,460	0,460	0,459	0,459	0,459	0,105
20	196,4	0,374	0,376	0,380	0,379	0,378	0,379	0,378	0,071
10	98,2	0,268	0,269	0,265	0,265	0,268	0,268	0,267	0,036
5	49,1	0,188	0,188	0,190	0,189	0,190	0,189	0,189	0,018
3	29,46	0,144	0,147	0,143	0,147	0,150	0,150	0,147	0,011
2	19,64	0,120	0,120	0,119	0,122	0,120	0,119	0,120	0,007
1	9,82	0,085	0,085	0,086	0,087	0,084	0,083	0,085	0,004

Tabla IV.3 Valores del Ensayo de Indentación Knoop (Acero AISI 4140 Q&T)

		L y "W" (mm) diagonal mayor y menor de la huella respectivamente								Área(mm²)
m(kgf)	P (N)	L	W	L	W	L	W	Lprom	Wprom	
10	98,2	0,71	0,11	0,71	0,11	0,71	0,11	0,712	0,111	0,039
5	49,1	0,50	0,08	0,50	0,08	0,50	0,08	0,503	0,079	0,020
3	29,46	0,39	0,06	0,39	0,06	0,39	0,06	0,387	0,062	0,012
2	19,64	0,32	0,05	0,32	0,05	0,32	0,05	0,321	0,050	0,008
1	9,82	0,22	0,04	0,22	0,04	0,22	0,04	0,224	0,036	0,004

Tabla IV.4 Valores para obtener el coeficiente de Tabor(Acero AISI 4140 Q&T)

		Esfuerzos de Tracción		
		Hollomon	Voce	Swift
$\epsilon(\text{mm/mm})$	$P_m(\text{MPa})$ Vickers	$\sigma(\text{MPa})$	$\sigma(\text{MPa})$	$\sigma(\text{MPa})$
0,03830	2838,481	960,843	931,635	960,749
0,02987	2800,304	922,725	906,544	922,610
0,02460	2753,695	893,989	885,623	893,853
0,01740	2750,174	845,033	847,260	844,851
0,01231	2748,114	798,723	808,805	798,480
0,00956	2732,835	766,540	780,708	766,239
0,00781	2728,536	741,748	744,773	741,392
0,00553	2719,405	701,247	705,543	700,772

Tabla IV.5 Coeficientes de Tabor Asociados a los modelos(Acero AISI 4140 Q&T).

Coeficiente de Tabor			
	Hollomon	Voce	Swift
	δ	δ	δ
	2,95	3,05	2,95
	3,03	3,09	3,04
	3,08	3,11	3,08
	3,25	3,25	3,26
	3,44	3,40	3,44
	3,57	3,50	3,57
	3,68	3,66	3,68
	3,88	3,85	3,88
Promedio	3,361	3,363	3,362

Tabla IV.7 Valores para obtener el coeficiente de Tabor(Acero AISI 4140 Q&T)

$\epsilon(\text{mm/mm})$	Pm(MPa)Knoop	Esfuerzos de Tracción		
		Hollomon	Voce	Swift
		$\sigma(\text{MPa})$	$\sigma(\text{MPa})$	$\sigma(\text{MPa})$
0,01733	2489,806	844,450	846,206	844,267
0,01225	2477,356	798,104	808,053	797,860
0,00943	2469,372	764,792	779,506	764,488
0,00781	2457,579	741,720	757,193	741,364
0,00545	2439,952	699,515	717,402	699,034

Tabla IV.8 Coeficientes de Tabor Asociados a los modelos(Acero AISI 4140 Q&T)

Coeficiente de Tabor			
	Hollomon	Voce	Swift
	δ	δ	δ
	2,95	2,94	2,95
	3,10	3,07	3,11
	3,23	3,17	3,23
	3,31	3,25	3,31
	3,49	3,40	3,49
Promedio	3,217	3,165	3,218

Tabla IV.9 Valores del ensayo de Indentación Vickers para la probeta con Recubrimiento (espesor de 0.6mm).

m(kgf)	P (N)	Diagonal de la huella “d” (mm)					dprom (mm)	Área (mm²)
50	491	0,437	0,440	0,440	0,432	0,435	0,437	0,095
30	294,6	0,339	0,329	0,327	0,318	0,331	0,329	0,054
20	196,4	0,267	0,259	0,276	0,266	0,270	0,268	0,036
10	98,2	0,189	0,196	0,186	0,196	0,192	0,192	0,018
5	49,1	0,135	0,129	0,134	0,128	0,130	0,131	0,009
3	29,46	0,098	0,105	0,105	0,098	0,100	0,101	0,005
2	19,64	0,084	0,079	0,081	0,078	0,081	0,080	0,003
1	9,82	0,055	0,055	0,057	0,053	0,056	0,055	0,002

Tabla IV.10 Valores del ensayo de Indentación Vickers para la probeta con Recubrimiento (espesor de 0.4mm).

m(kgf)	P (N)	Diagonal de la huella “d” (mm)					dprom (mm)	Área (mm²)
50	491	0,443	0,442	0,443	0,443	0,444	0,443	0,098
30	294,6	0,342	0,332	0,342	0,331	0,341	0,338	0,057
20	196,4	0,265	0,269	0,274	0,272	0,274	0,271	0,037
10	98,2	0,189	0,190	0,185	0,189	0,193	0,189	0,018
5	49,1	0,132	0,127	0,124	0,132	0,132	0,129	0,008
3	29,46	0,100	0,105	0,102	0,098	0,099	0,101	0,005
2	19,64	0,084	0,080	0,081	0,081	0,081	0,081	0,003
1	9,82	0,056	0,056	0,058	0,055	0,059	0,057	0,002

Tabla IV.11 Valores del ensayo de Indentación Vickers para la probeta con Recubrimiento (espesor de 0.2mm).

m(kgf)	P (N)	Diagonal de la huella “d” (mm)					dprom (mm)	Área (mm²)
50	491	0,439	0,457	0,458	0,448	0,444	0,449	0,101
30	294,6	0,343	0,344	0,338	0,332	0,343	0,340	0,058
20	196,4	0,270	0,271	0,274	0,271	0,270	0,271	0,037
10	98,2	0,193	0,190	0,185	0,191	0,191	0,190	0,018
5	49,1	0,133	0,133	0,130	0,128	0,128	0,130	0,009
3	29,46	0,104	0,102	0,098	0,100	0,099	0,101	0,005
2	19,64	0,082	0,082	0,084	0,082	0,080	0,082	0,003
1	9,82	0,059	0,057	0,058	0,055	0,057	0,057	0,002

Tabla IV.12 Valores del ensayo de Indentación Knoop para la probeta con Recubrimiento (espesor de 0.6mm).

m(kgf)	P (N)	Diagonal "L" de la huella mm					Lprom (mm)	Wprom (mm)	Área (mm²)
20	196,4	0,828	0,824	0,821	0,813	0,808	0,818	0,107	0,044
10	98,2	0,563	0,544	0,542	0,556	0,55	0,551	0,070	0,019
5	49,1	0,371	0,374	0,374	0,379	0,364	0,372	0,055	0,010
3	29,46	0,281	0,286	0,286	0,287	0,29	0,286	0,037	0,005
2	19,64	0,234	0,233	0,233	0,231	0,232	0,232	0,029	0,003
1	9,82	0,158	0,157	0,154	0,15	0,152	0,154	0,020	0,002

Tabla IV.13 Valores del ensayo de Indentación Knoop para la probeta con Recubrimiento (espesor de 0.4mm).

m(kgf)	P (N)	Diagonal "L" de la huella(mm)					Lprom (mm)	Wprom (mm)	Área (mm²)
20	196,4	0,82	0,824	0,82	0,809	0,825	0,820	0,100	0,041
10	98,2	0,553	0,563	0,548	0,558	0,56	0,557	0,067	0,019
5	49,1	0,376	0,378	0,378	0,376	0,377	0,377	0,049	0,009
3	29,46	0,287	0,286	0,288	0,29	0,291	0,288	0,039	0,006
2	19,64	0,238	0,235	0,23	0,232	0,236	0,234	0,031	0,004
1	9,82	0,155	0,167	0,158	0,155	0,162	0,159	0,022	0,002

Tabla IV.14 Valores del ensayo de Indentación Knoop para la probeta con Recubrimiento (espesor de 0.2mm).

m(kgf)	P (N)	Diagonal "L" de la huella(mm)					Lprom (mm)	Wprom (mm)	Área (mm²)
20	196,4	0,811	0,824	0,821	0,832	0,817	0,821	0,118	0,048
10	98,2	0,559	0,576	0,573	0,555	0,562	0,565	0,073	0,021
5	49,1	0,397	0,387	0,404	0,405	0,389	0,396	0,056	0,011
3	29,46	0,292	0,308	0,304	0,294	0,294	0,298	0,038	0,006
2	19,64	0,248	0,237	0,23	0,245	0,239	0,239	0,031	0,004
1	9,82	0,156	0,172	0,161	0,168	0,168	0,165	0,021	0,002

4.3.-COMPARACIÓN DE LAS CURVAS ESFUERZO – DEFORMACIÓN OBTENIDAS POR EL ENSAYO DE TRACCIÓN UNIAXIAL E INDENTACIÓN.

Las **Tablas IV.15, IV.16, y IV.17** recogen los valores de esfuerzo y deformación, del ensayo de tracción uniaxial e Indentación Vickers en el Acero AISI 4140 (Q&T), haciendo uso de los modelos propuestos por Hollomon, Voce y Swift respectivamente. En las **figuras IV.3, IV.4, y IV.5** se representan gráficamente los valores antes mencionados.

Tabla IV.15 Valores de esfuerzo y deformación del ensayo de indentación Vickers y tracción (zona plástica) modeladas por Hollomon (Acero AISI 4140 Q&T).

Traccción Indentación		
$\epsilon(\text{mm/mm})$	$\sigma(\text{MPa})$	$\sigma(\text{MPa})$
0,005	701,25	809,17
0,008	741,75	811,88
0,009	766,54	813,16
0,012	798,72	817,71
0,017	845,03	818,32
0,024	893,99	819,37
0,030	922,73	833,24
0,038	960,84	844,60

En la **figura IV.3** se observan las curvas esfuerzo vs deformación del Acero AISI 4140 (Q&T) modeladas por Hollomon a partir de los datos experimentales del ensayo de tracción. Se nota que ambas curvas representan un buen ajuste con respecto a los valores experimentales. A su vez se observa que los valores de esfuerzo de fluencia y de esfuerzo real a la carga máxima del ensayo de tracción ($\sigma_y = 701,25$ MPa y $\sigma_{ut} = 960,84$ MPa), en comparación con los de indentación ($\sigma_y = 809,17$ MPa y $\sigma_{ut} = 844,60$ MPa) presentan una diferencia de 12% aproximadamente. Por otra parte el esfuerzo crece en mayor proporción en la curva de tracción que en la de indentación.

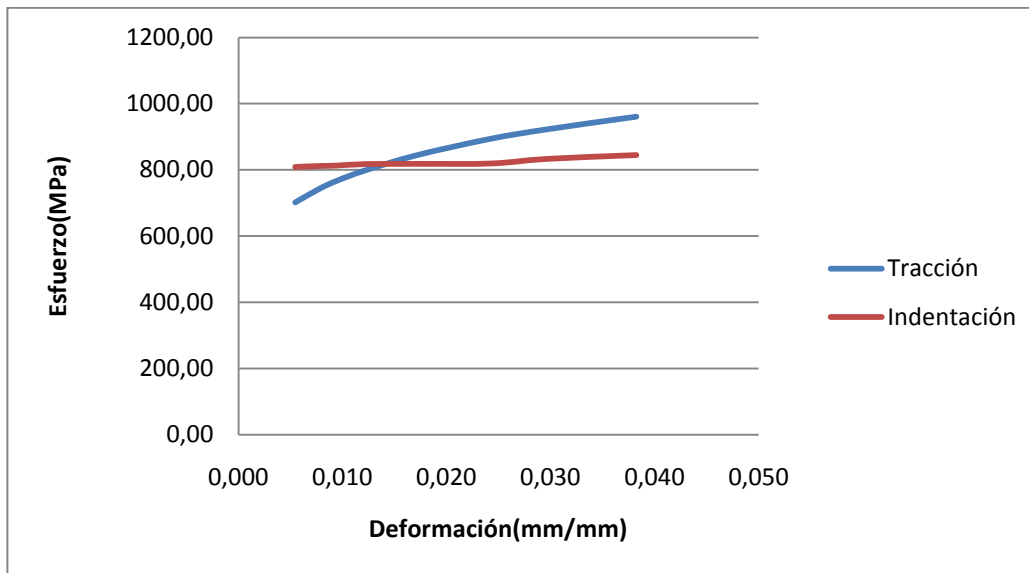


Figura IV.3 Curvas esfuerzo vs deformación modeladas por Hollomon (Acero AISI 4140 (Q&T)). Indentación Vickers.

Tabla IV.16 Valores de esfuerzo y deformación del ensayo de indentación Vickers y tracción (zona plástica) modeladas por Voce (Acero AISI 4140 Q&T).

	Tracción	Indentación
$\epsilon(\text{mm/mm})$	$\sigma(\text{MPa})$	$\sigma(\text{MPa})$
0,005	705,54	808,53
0,008	744,77	811,24
0,009	780,71	812,52
0,012	808,80	817,06
0,017	847,26	817,68
0,024	885,62	818,72
0,030	906,54	832,58
0,038	931,64	843,93

En la **figura IV.4** se observan las curvas esfuerzo vs deformación del Acero AISI 4140 (Q&T) modeladas por Voce a partir de los datos experimentales del ensayo de tracción. El esfuerzo de fluencia obtenidos mediante este modelo fueron los siguientes: tracción $\sigma_y = 705,54$ MPa, indentación $\sigma_y = 808,53$ MPa. Por otro lado tracción $\sigma_{ut} = 931,64$ MPa, mientras que indentación $\sigma_{ut} = 843,93$ MPa) presentan

una diferencia de 9 a 11% aproximadamente. Se puede apreciar que hay un mejor ajuste entre estos valores. Las curvas tanto de indentación como la de tracción presentan un aumento del esfuerzo a medida que se incrementa la deformación.

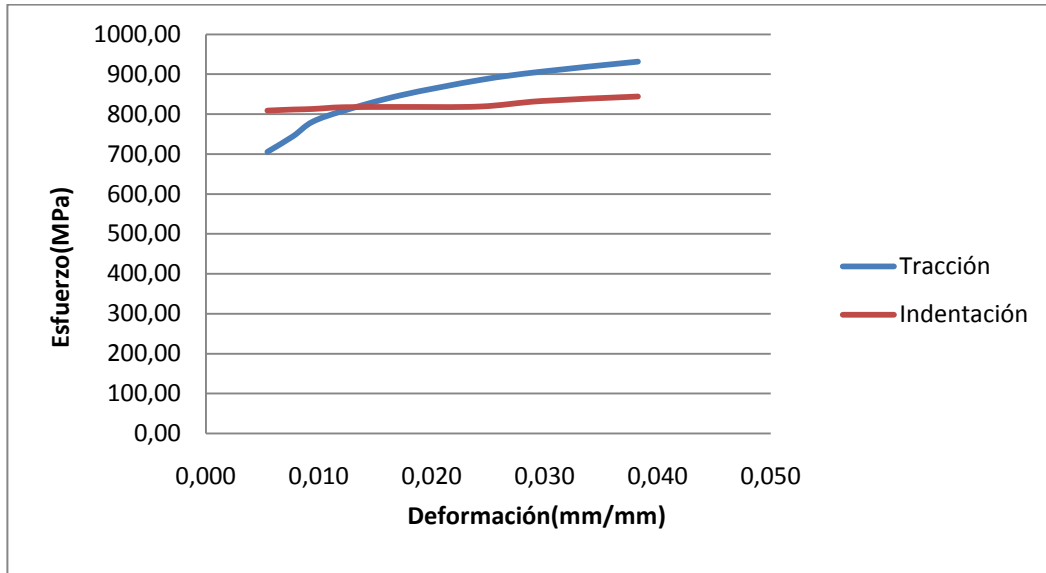


Figura IV.4 Curvas esfuerzo vs deformación modeladas por Voce (Acero AISI 4140 (Q&T)).
Indentación Vickers

Tabla IV.17 Valores de esfuerzo y deformación del ensayo de indentación Vickers y tracción (zona plástica) modeladas por Swift (Acero AISI 4140 Q&T).

	Tracción	Indentación
$\epsilon(\text{mm/mm})$	$\sigma(\text{MPa})$	$\sigma(\text{MPa})$
0,005	700,77	808,91
0,008	741,39	811,62
0,009	766,24	812,90
0,012	798,48	817,44
0,017	844,85	818,06
0,024	893,85	819,10
0,030	922,61	832,97
0,038	960,75	844,33

En la **figura IV.5** se observan las curvas esfuerzo vs deformación del Acero AISI 4140 (Q&T) modeladas por Swift a partir de los datos experimentales del ensayo de tracción. A su vez se observan los valores de esfuerzo de fluencia

$\sigma_y=700,77$ MPa (tracción) y $\sigma_y=808,91$ MPa (indentación), para los cuales se muestra una diferencia del 13,4% aproximadamente, estos datos indican que para valores pequeños de deformación ($\epsilon < 0,012$) se incrementa un la diferencia en ambas curvas.

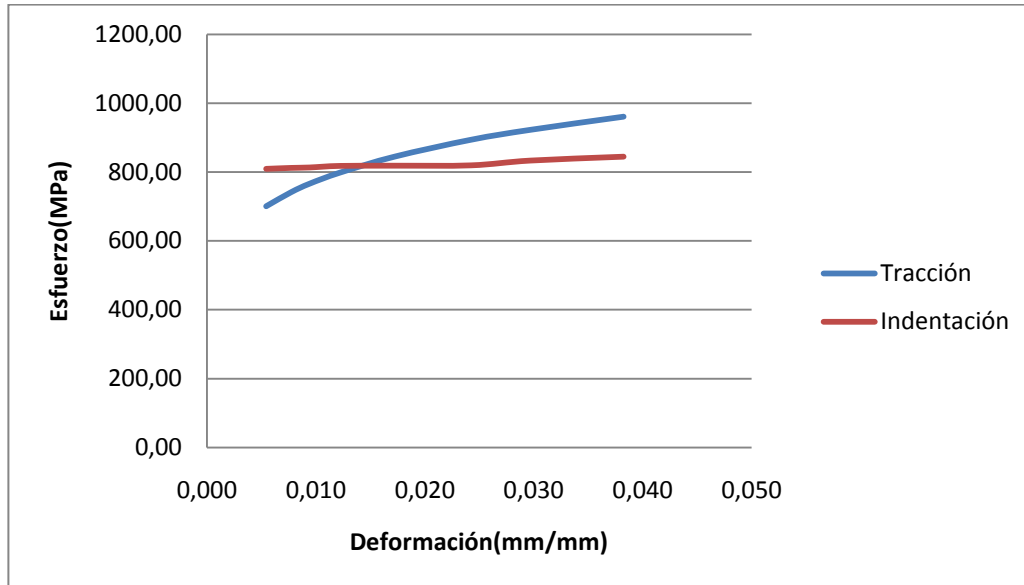


Figura IV.5 Curvas esfuerzo vs deformación modeladas por Swift (Acero AISI 4140 (Q&T)). Indentación Vickers

En las **Tablas IV.18, IV.19, y IV.20** se muestran los valores de esfuerzo y deformación, del ensayo de tracción uniaxial e Indentación Knoop en el Acero AISI 4140 (Q&T), modelados por Hollomon, Voce y Swift respectivamente. En las **figuras IV.6, IV.7, y IV.8** se presentan gráficamente los valores antes mencionados.

Tabla IV.18 Valores de esfuerzo y deformación del ensayo de indentación Knoop y tracción (zona plástica) modeladas por Hollomon (Acero AISI 4140 Q&T).

	Tracción	Indentación
$\epsilon(\text{mm/mm})$	$\sigma(\text{MPa})$	$\sigma(\text{MPa})$
0,005	699,51	758,56
0,008	741,72	764,04
0,009	764,79	767,71
0,012	798,10	770,19
0,017	844,45	774,06

En la **figura IV.6** se observan las curvas esfuerzo vs deformación del Acero AISI 4140 (Q&T) modeladas por Hollomon a partir de los datos experimentales del ensayo de tracción.. A su vez se observa que los valores de esfuerzo de fluencia y de esfuerzo real a la carga máxima del ensayo de tracción ($\sigma_y = 699,51$ MPa y $\sigma_{ut} = 844,45$ MPa), en comparación con los de indentación ($\sigma_y = 758,56$ MPa y $\sigma_{ut} = 774,06$ MPa) presentan una diferencia de 7.7% aproximadamente. Esto indica que existe una buena aproximación entre los valores experimentales.

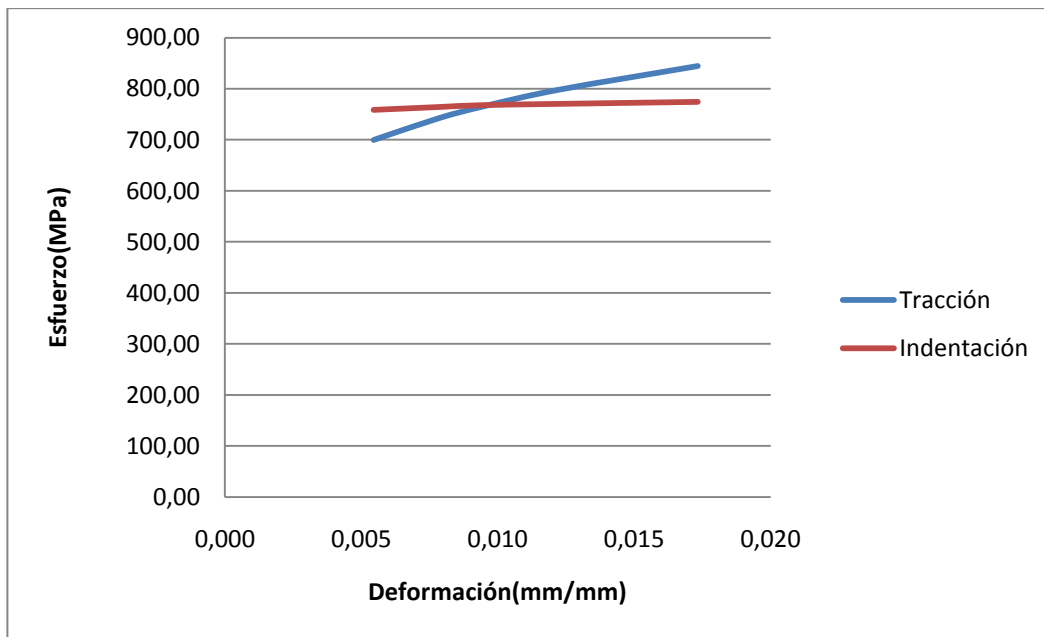


Figura IV.6 Curvas esfuerzo vs deformación modeladas por Hollomon (Acero AISI 4140 (Q&T)). Indentación Knoop.

Tabla IV.19 Valores de esfuerzo y deformación del ensayo de indentación Knoop y tracción (zona plástica) modeladas por Voce (Acero AISI 4140 Q&T).

	Tracción	Indentación
$\epsilon(\text{mm/mm})$	$\sigma(\text{MPa})$	$\sigma(\text{MPa})$
0,005	717,40	771,03
0,008	757,19	776,60
0,009	779,51	780,32
0,012	808,05	782,85
0,017	846,21	786,78

En la **figura IV.7** se observan las curvas esfuerzo vs deformación del Acero AISI 4140 (Q&T) modeladas por Voce a partir de los datos experimentales del ensayo de tracción. El esfuerzo de fluencia obtenidos mediante este modelo fueron los siguientes: tracción $\sigma_y = 717,40$ MPa, indentación $\sigma_y = 771,03$ MPa. Se puede apreciar que hay una diferencia de 6.9% indicando una mejor aproximación en los valores experimentales.

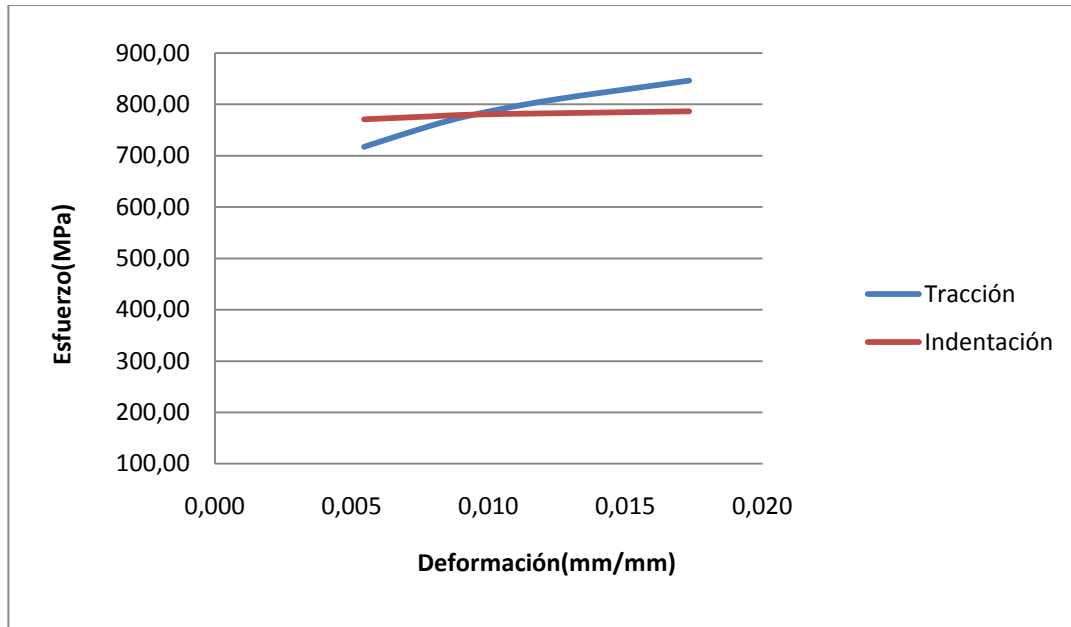


Figura IV.7 Curvas esfuerzo vs deformación modeladas por Voce (Acero AISI 4140 (Q&T)). Indentación Knoop.

Tabla IV.20 Valores de esfuerzo y deformación del ensayo de indentación Knoop y tracción (zona plástica) modeladas por Swift (Acero AISI 4140 Q&T).

	Tracción	Indentación
$\epsilon(\text{mm/mm})$	$\sigma(\text{MPa})$	$\sigma(\text{MPa})$
0,005	699,03	758,24
0,008	741,36	763,72
0,009	764,49	767,38
0,012	797,86	769,86
0,017	844,27	773,73

En la **figura IV.8** se observan las curvas esfuerzo vs deformación del Acero AISI 4140 (Q&T) modeladas por Swift a partir de los datos experimentales del ensayo de tracción. A su vez se observan los valores de esfuerzo de fluencia $\sigma_y=699,03$ MPa (tracción) y $\sigma_y=758,24$ MPa (indentación), para los cuales se muestra una diferencia del 7.8% aproximadamente, originando un buen ajuste entre ambas curvas.

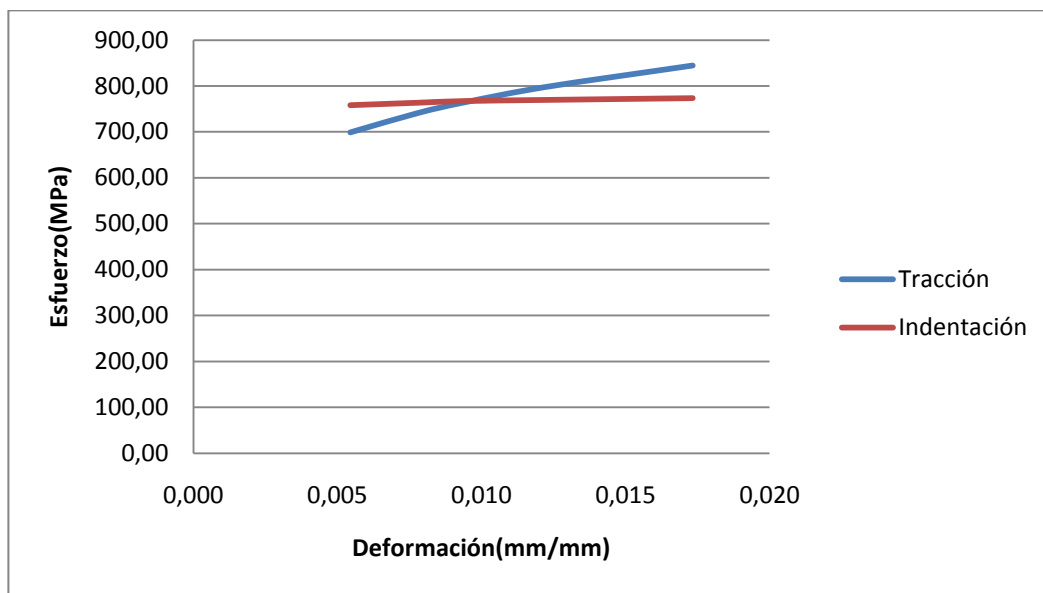


Figura IV.8 Curvas esfuerzo vs deformación modeladas por Swift (Acero AISI 4140 (Q&T)). Indentación Knoop.

4.4 SISTEMA SUSTRATO/RECUBRIMIENTO.

En las **tablas IV.21**, y **IV.22** se muestran los valores de carga aplicada en el ensayo de indentación Vickers y Knoop respectivamente al Acero 4140 (sustrato) y al compuesto Acero AISI 4140 (Q&T)/ Aleaciones de Base Níquel(Colmono88), con el respectivo valor de dureza Vickers y Knoop. En las **tablas IV.23**, y **IV.24** se exponen los valores de dureza Vickers y Knoop de Aleaciones de Base Níquel(recubrimiento) estimados a través del modelo propuesto por Lesage and Pertuz[20].

Tabla IV.21 Valores de Dureza Vickers del sustrato”Hs” (Acero AISI 4140 (Q&T)), del sistema sustrato/recubrimiento “Hc” (Acero AISI 4140 (Q&T)/ Aleaciones de Base Níquel).

	SUSTRATO	SUSTRATO/RECUBRIMIENTO		
		0,6mm	0,4mm	0,2mm
CARGA(Kgf)	Hs(Kgf/mm ²)	Hc(Kgf/mm ²)		
50	264,40	486,08	472,66	460,1
30	263,60	504,9	488,52	481,72
20	262,50	520,3	505,06	504,66
10	261,73	535,18	516,72	514,14
5	261,37	546,34	544,72	544,7
3	261,30	557,68	549,64	546,74
2	260,57	574,84	559,42	552,22
1	258,63	599,78	572,12	566,46

Tabla IV.22 Valores de Dureza Knoop del sustrato”Hs” (Acero AISI 4140 (Q&T)), del sistema sustrato/recubrimiento “Hc” (Acero AISI 4140 (Q&T)/ Aleaciones de Base Níquel).

	SUSTRATO	SUSTRATO/RECUBRIMIENTO		
		0,6mm	0,4mm	0,2mm
CARGA(Kgf)	Hs(Kgf/mm ²)	Hc(Kgf/mm ²)		
20		424,6	423,92	422,4
10	281,067	469,26	459,48	445,88
5	281,167	513,48	501,62	453,04
3	281,900	521,72	513,7	480,76
2	281,133	527,4	518,98	497,4
1	282,400	599,18	562,24	525,72

En las **figuras IV.9, y IV.10** muestran los valores de dureza Vickers y Knoop respectivamente obtenidos mediante los ensayos de indentación de la probeta de Acero AISI 4140 (Q&T) (sustrato) y las probetas recubiertas con Aleaciones de Base Níquel con tres espesores diferentes ($e = 0,2\text{mm}; 0,4\text{mm}; 0,6\text{mm}$). Para 1 Kgf (mínima carga aplicada) la HV y HK del compuesto (sustrato/rec) es de 599.78 (Vickers), 599.18 (Knoop) para 0,6mm de espesor de recubrimiento, 572,12 (Vickers), 562,24 (Knoop) para 0,4mm y 566,46 (Vickers), 525,72 (Knoop) para 0,2mm. Mientras que para 50 Kgf (máxima carga aplicada en Indentación Vickers) y 20 Kgf (máxima carga aplicada en Indentación Knoop) la HV y HK es de 486,08 (Vickers), 424,6 (Knoop) para 0,6mm de espesor de recubrimiento, 472,66 (Vickers), 423,92 (Knoop) para 0,4mm y 460,1 (Vickers), 422,4 (Knoop) para 0,2mm. Sabiendo que el valor de dureza Vickers teórico del Acero 4140 Q&T (sustrato) es 270[15] y de Aleaciones de Base Níquel es 486-580[28] y el valor de dureza Knoop teórico del Acero 4140 Q&T (sustrato) es 290[15] y de Aleaciones de Base Níquel es 510-640[28]. El comportamiento o tendencia que se aprecia en ambas figuras parece indicar que en la medida que la carga aumenta el valor de dureza compuesta disminuye, comportamiento que podríamos explicar en términos del tamaño relativo de la indentación a mayor carga se espera una mayor impronta y por ende esperaría que el sustrato tuviese un mayor aporte al valor de la propiedad, caso contrario en la medida que la profundidad relativa de indentación es menor (menores cargas aplicadas), prevalecerá el valor de la propiedad del recubrimiento. Este razonamiento es aplicable al valor puntual de la propiedad para una carga en particular cuando se varía el espesor. En este caso podemos ver como en la medida que el espesor disminuye el aporte del sustrato será mayor. Finalmente, encontramos que la tendencia anteriormente expuesta y la cual es válida para los tres espesores de la película no se cumple del todo para el sustrato como tal, en este caso el comportamiento pareciera ser diferente, aquí no tomando en cuenta la desviación estándar presente en la determinación del promedio que se expone para cada propiedad se podría decir que, en la medida que la carga es mayor se presenta una mayor deformación y por ende el material puede experimentar endurecimiento por

deformación durante la realización del ensayo, lo cual podría explicar esta tendencia, no obstante al no tener datos de la tasa de deformación, sería prudente tener reservas sobre este argumento, por otra parte al ser tan discreto el cambio de la propiedad con la carga, también podría atribuirse este comportamiento al valor de dispersión en los datos.

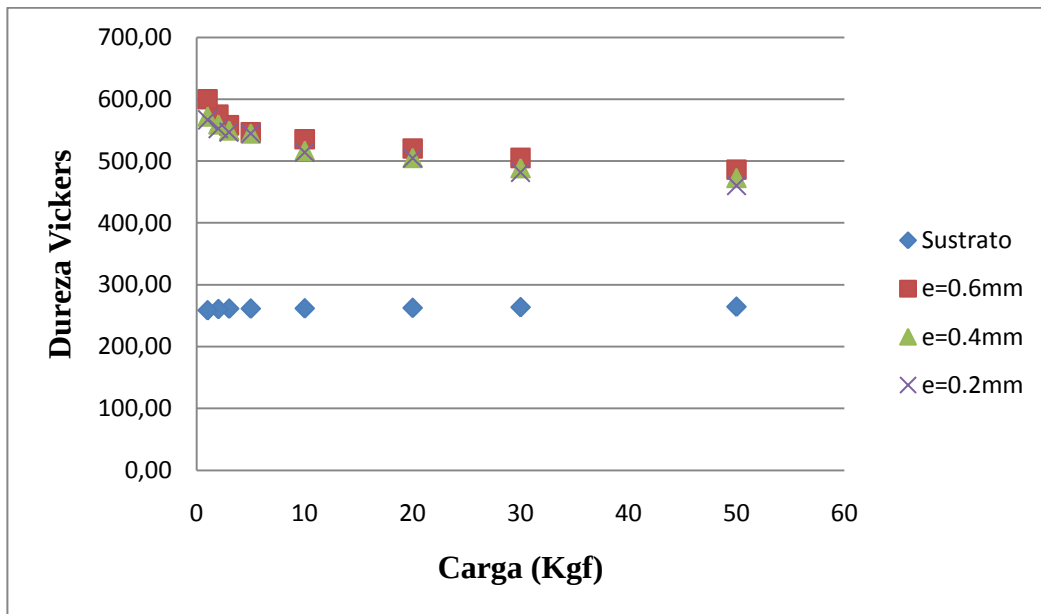


Figura IV.9 Valores de Dureza Vickers Compuesta vs Carga

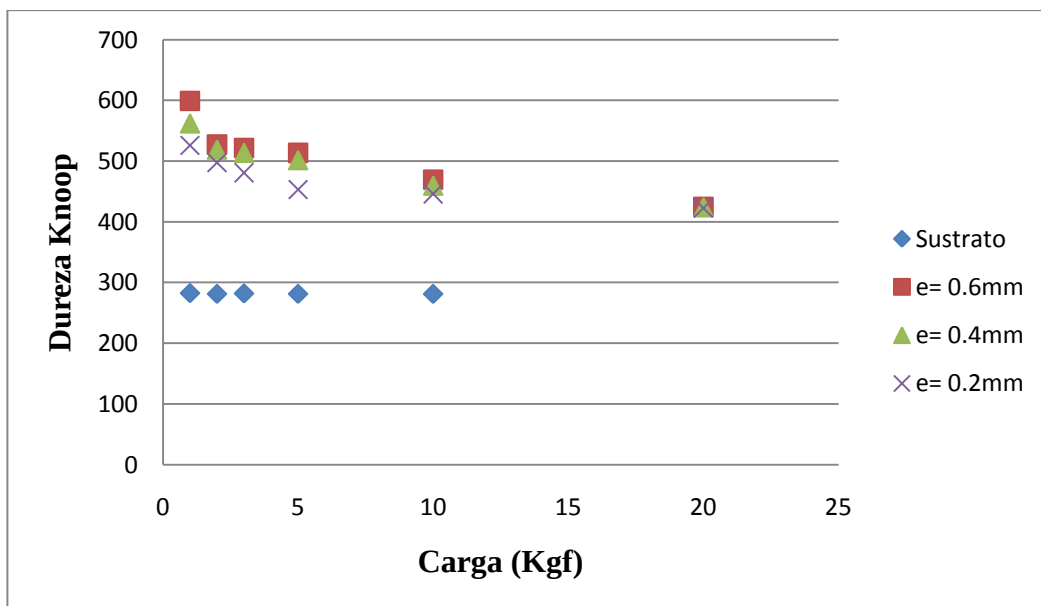


Figura IV.10 Valores de Dureza Knoop Compuesta vs Carga.

En las **Tablas IV.23, y IV.24** se muestran los valores de dureza del recubrimiento obtenidos mediante la adaptación del modelo Lesage-Pertuz [20] aplicado a los valores de indentación de cada espesor. En ella se observa como a medida que aumenta la carga, el “Hf” aumenta solo para los casos de 0,4mm y 0,2mm de espesor, mientras que por el contrario para el espesor de 0,6mm la “Hf” disminuye. Parece indicar que para el espesor de 0,6mm los valores de dureza registrados no se adaptan a dicho modelo de forma satisfactoria, ya que este fue diseñado para para espesores delgados.

Tabla IV.23 Valores de dureza Vickers del recubrimiento obtenidos utilizando el modelo de Lesage-Pertuz.

	Espesor de Recubrimiento (mm)		
	0,6	0,4	0,2
Carga(kgf)	Dureza Vickers del Recubrimiento "Hf" (Kgf/mm²)		
50	457,3515	498,6236	612,3511
30	471,6446	491,8963	572,3455
20	492,3494	484,5815	552,7898
10	516,4783	476,2245	507,4446
5		470,5611	506,8393
		465,1623	499,8745

Tabla IV.24 Valores de dureza Knoop del recubrimiento obtenidos utilizando el modelo de Lesage-Pertuz.

	Espesor de Recubrimiento (mm)		
	0,6	0,4	0,2
Carga(kgf)	Dureza Knoop del Recubrimiento "Hf" (Kgf/mm²)		
20	453,8850	507,5895	673,1692
10	460,8538	498,7794	636,5978
5	474,9943	494,6792	586,1343
3	498,9233	482,0880	549,0717
2	532,7497	480,0315	524,7125
1		476,0652	496,9747

Tabla IV.25 Valores de esfuerzo real y deformación real de Aleaciones de Base Níquel (Indentación Vickers e= 0,4mm).

$\varepsilon(\text{mm/mm})$	$\sigma(\text{MPa})$
0,028	887,813
0,022	858,606
0,018	835,478
0,013	796,263
0,009	745,495
0,007	715,125

Tabla IV.26 Valores de esfuerzo real y deformación real de Aleaciones de Base Níquel (Indentación Knoop e= 0,4mm).

$\varepsilon(\text{mm/mm})$	$\sigma(\text{MPa})$
0,018	851,492
0,013	805,927
0,009	762,226
0,007	732,718
0,006	709,176
0,004	670,724

En la **figura IV.11** se observa la curva esfuerzo real vs deformación real (zona plástica) de Aleaciones de Base Níquel(Colmonoy 88) modelada por Voce. El esfuerzo real a la carga mínima σ_y es 715,125 y el esfuerzo real a la carga máxima es σ_{ut} es 887,813.

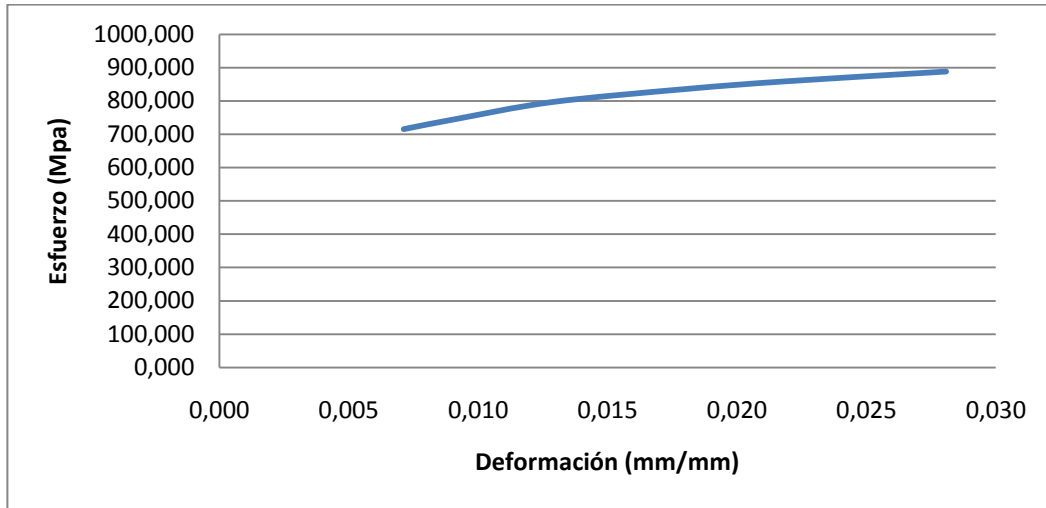


Figura IV.11 Curva esfuerzo real vs deformación real de Aleaciones de Base Níquel modelada por Voce (Indentación Vickers e=0.4mm).

En la **figura IV.12** se observa la curva esfuerzo real vs deformación real (zona plástica) de Aleaciones de Base Níquel modelada por Voce. El esfuerzo real a la carga mínima σ_y es 670,724 y el esfuerzo real a la carga máxima es σ_{ut} es 851,492.

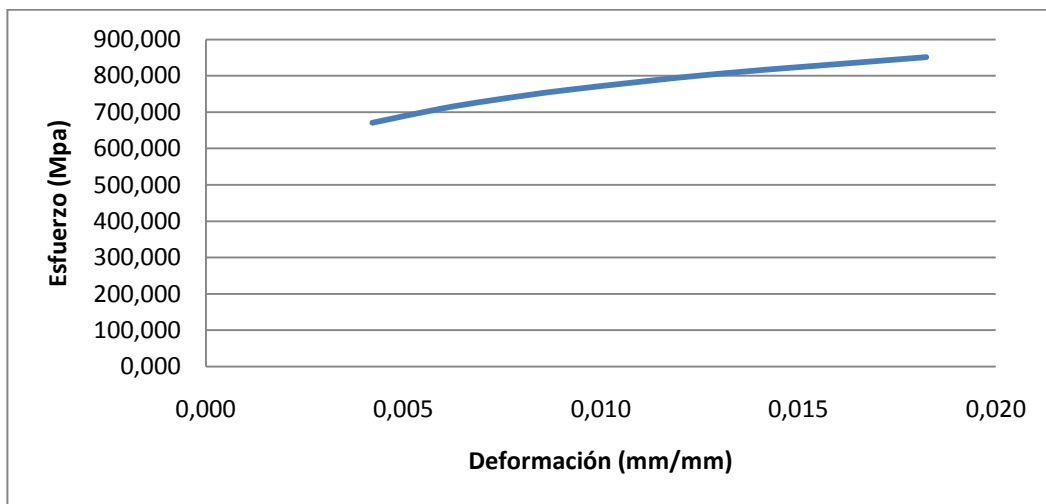


Figura IV.12 Curva esfuerzo real vs deformación real de Aleaciones de Base Níquel modelada por Voce (Indentación Knoop e=0.4mm).

Tabla IV.27 Valores de esfuerzo real y deformación real de Aleaciones de Base Níquel (Indentación Vickers e= 0,2mm).

$\epsilon(\text{mm/mm})$	$\sigma(\text{MPa})$
0,025	875,797
0,020	849,639
0,017	827,670
0,012	792,600
0,009	741,495
0,007	711,381

Tabla IV.28 Valores de esfuerzo real y deformación real de Aleaciones de Base Níquel (Indentación Knoop e=0,2mm).

$\epsilon(\text{mm/mm})$	$\sigma(\text{MPa})$
0,016	832,147
0,012	790,080
0,008	751,773
0,007	724,999
0,006	704,057
0,004	668,381

En la **figura IV.13** se observa la curva esfuerzo real vs deformación real (zona plástica) de Aleaciones de Base Níquel modelada por Voce. El esfuerzo real a la carga mínima σ_y es 711,381 y el esfuerzo real a la carga máxima es σ_{ut} es 875,797.

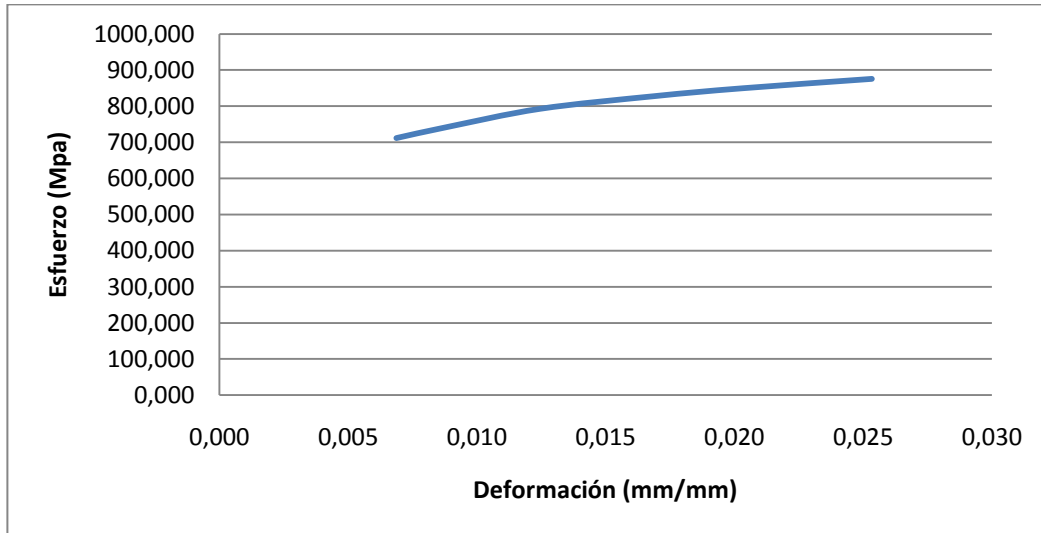


Figura IV.13 Curva esfuerzo real vs deformación real de Aleaciones de Base Níquel modelada por Voce (Indentación Vickers e= 0,2mm).

En la **figura IV.14** se observa la curva esfuerzo real vs deformación real (zona plástica) de Aleaciones de Base Níquel modelada por Voce. El esfuerzo real a la carga mínima σ_y es 668,381 y el esfuerzo real a la carga máxima es σ_{ut} es 832,147.

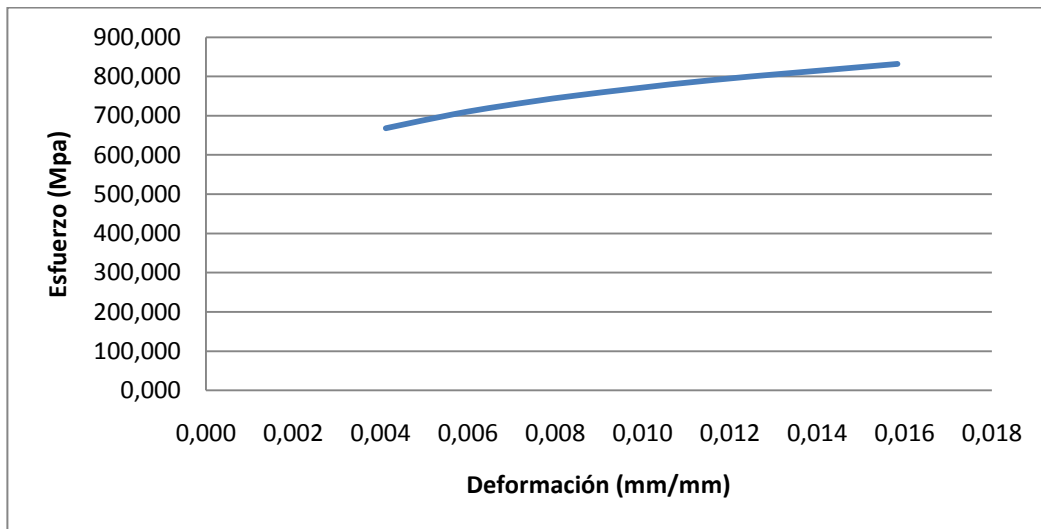


Figura IV.12 Curva esfuerzo real vs deformación real de Aleaciones de Base Níquel modelada por Voce (Indentación Knoop e= 0,2mm).

CAPÍTULO V: CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

5.1 Conclusiones

- Se pudieron estimar las curvas de esfuerzo vs deformación real en la zona plástica para los materiales utilizados en la presente investigación, haciendo uso de la relación de proporcionalidad propuesta por Tabor. Para lo cual se compararon las curvas esfuerzo-deformación proveniente de un ensayo de Tracción uniaxial con los resultados de Indentación Vickers y Knoop.
- Los resultados encontrados no mostraron un valor constante para el coeficiente de Tabor, aunque los mismos presentaron una pequeña diferencia. El valor del coeficiente de Tabor mejor ajustado fue de **3,165**.
- Las relaciones empíricas de Tabor propuestas en las ecuaciones 1.3, 1.4, y 1.5, muestran una buena aproximación del comportamiento de las curvas esfuerzo vs deformación modelado por Hollomon[22] y Voce[17] para pequeñas deformaciones. Sin embargo se observa un mejor ajuste a la curva el modelo desarrollado por Voce[17].
- Mediante la indentación Vickers y Knoop se logra construir la curva esfuerzo real vs deformación real para un recubrimiento grueso.
- El modelo matemático propuesto por Lesage-Pertuz[20] es posible aplicarlo a indentaciones knoop para un material recubierto con un espesor de 0,4mm y 0,2mm de Aleaciones de Base Níquel(Colmonoy 88).

5.2 Recomendaciones

- Extrapolar el modelo propuesto para la estimación de la curva esfuerzo-deformación de un recubrimiento en los Ensayos de Microindentación y Nanoindentación. Además de en la estimación de las propiedades estáticas de recubrimientos delgados.
- Para medir la dureza del recubrimiento, utilizar probetas hechas completamente del material en lugar de películas de recubrimiento sobre un sustrato.
- Desarrollar otras metodologías para estimar las deformaciones debido a las indentaciones Vickers y Knoop con la finalidad de validar el modelo propuesto.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Askeland, Donald y Phulé, Prardeep. 2004. *“Ciencia e Ingeniería de los Materiales”* Editorial Thompson. Cuarta Edición. Madrid-España.
2. ASM Handbook, 1990 *“Poperties And Selection: Nonferrous Alloys And Special-Purpose Materials”*. ASM Internacional. Decima Edición. Vol 2.
3. ASM Handbook, 1994. *“Surface Engineering”*. Editorial Materials Park. Vol 5. Pag 498-507.
4. ASTM E10-07a *“Standard Test Method for Brinell Hardness of Metallic Materials”* American Association State Highway and Transportation Officials Standard AASHTO No.: T70-86.
5. ASTM E376-69. 1974 *“Standart Recommanded Prattice For Measuring Coating Thickness by magnetic field or eddy current (electromagnetic) Test methods.*
6. ASTM. A-370-77. 1973. *“Standard Method, And Definition For Mechanical Testing Of Steel Products”*
7. Avner, Sydney H. 1988. *“Introducción a la metalúrgica física”*. Editorial McGRAW-HILL. Segunda Edición. México.
8. Barrios D. y Fuentes E. 2008. *“Influencia del Espesor de un Recubrimiento sobre las Propiedades Plásticas Estimadas por Indentación Normal”*. Trabajo de grado, Escuela de Ingeniería Mecánica de la Universidad Central de Venezuela (UCV).
9. Bavaresco L y J. Klisans, (2000). *“Estudio de la resistencia al desgaste de recubrimientos rociados mediante la técnica Alta Velocidad Oxígeno-Combustible (HVOF)”*. Trabajo de grado, Escuela de Ingeniería Mecánica de la Universidad Central de Venezuela (UCV).

10. Carrasquero, Edwain J. (1999). “*Caracterización Microestructural y Tribológica de un Revestimiento Industrial de WC-Co obtenido por Deposición vía HVOF*”. Trabajo de grado, Escuela de Ingeniería Mecánica de la Universidad Central de Venezuela (UCV).
11. Colmenares J., (2004). “Optimización de recubrimientos metálicos estructurados por Rociado Térmico”. Trabajo de grado, Escuela de Ingeniería Mecánica de la Universidad Central de Venezuela (UCV).
12. Dallaire S., (2000). “Hard Arc-Sprayed Coating UIT Enhanced Erosion and Abrasión Wear Resistance”. Industrial Materials Institute, National Research Council Canada, 75 De Mortagne, Boucherville, P. Québec, Canada, J4B6Y4.
13. Dieter E., George. 1976. *Mechanical Metalurgy* Segunda Edición, Editorial McGRAW-HILL. New York-U.S.A.
14. Estevez D. y L. González, 2003. “Estudio de la resistencia al desgaste de recubrimientos depositados por rociado térmico de Alta Velocidad y por Electroposición”. Trabajo de grado, Escuela de Ingeniería Mecánica de la Universidad Central de Venezuela (UCV).
15. Ferrum Aceros C.A. 2005. Editorial Bohler Uddeholm. México.
16. Gonzalez E., 1998. “Influencia del método de deposición sobre la resistencia a la erosión de un recubrimiento de acero inoxidable AISI 420 termorociado”. Trabajo de grado, Escuela de Ingeniería Mecánica de la Universidad Central de Venezuela (UCV).
17. Gireesh Shastry C., Mathew, K. Bhann Sankara Rao, S.L. Mannan. 2003. “Analysis of elevated temperature flow and work hardening behaviour of service-exposed 2.25Cr-1Mo steel using Voce equation”.
18. Jeong-Hoon ahn Eun-Chae Jean, Yeol Chai. 2001 “Derivation of tensile flow properties of thin films using nanoindentation technique”.
19. Kong, Yao Barbero. “ Post-yielding Stress-Strain determination using spherical indentation”.

20. Lesage-Pertuz. 2005 “ A model to determine surface hardness of thin films from standar Micro-Indentación test”.
21. Malaver I. y L. La Barbera, 1995. “Evolución de la resistencia al desgaste por evasión de recubrimientos termo-rociados”. Trabajo de grado, Caracas.
22. Martínez, Hader V. 2007 “Simulación Numérica del contacto deslizante para el sistema 2117-T4/X19CrNI 17.2 en compresión”.
23. Mata M. Anglada M. y Alcalá J. “Medición in Situ de propiedades mecánicas mediante Micro-indentación Instrumentalizada”.
24. Peña, Hugo. 2006 “ indentación Knoop- Vickers de recubrimientos delgados”.
25. Pereira, D; Gonzales C. 2004 “Manual de corriente inducida nivel II. Editado por Instituto Tecnológico”.
26. SAE. Technical Paper Series. 1992 “ Higher velocity termal spray processes produce better aircraft engine coating”.
27. Tabor, D. 1951 “ Hardness of metals”, Clarendon Press, Oxford.
28. [http:// www.Matweb.com](http://www.Matweb.com). [Consultado : 06, 21, 2009].