

TRABAJO ESPECIAL DE GRADO

**ESTUDIO DEL EFECTO DEL TRATAMIENTO TÉRMICO A  
LA LLAMA, SOBRE EL RECUBRIMIENTO BASE NIQUEL  
DEPOSITADO POR PROYECCION TERMICA CON PLASMA  
EN ACEROS SAE 1045**

Presentado ante la Ilustre  
Universidad Central de Venezuela

Por los Bachilleres:  
Hernández B. Diego A.

Lino P. Rubén E.

Para optar al Título de  
Ingeniero Mecánico

Caracas, 2013.

**TRABAJO ESPECIAL DE GRADO**

**ESTUDIO DEL EFECTO DEL TRATAMIENTO TÉRMICO A  
LA LLAMA, SOBRE EL RECUBRIMIENTO BASE NIQUEL  
DEPOSITADO POR PROYECCION TERMICA CON PLASMA  
EN ACEROS SAE 1045**

TUTOR ACADÉMICO: Prof. Crisanto Villalobos

Presentado ante la Ilustre  
Universidad Central de Venezuela

Por los Bachilleres:  
Hernández B. Diego A.

Lino P. Rubén E.

Para optar al Título de  
Ingeniero Mecánico

Caracas, 2013.



## ACTA

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

*Diego Hernández y Rubén Lino*

Titulado

*“Estudio del Efecto del Tratamiento Térmico a la Llama sobre el Recubrimiento Base Niquel Depositado por Proyección Térmica con Plasma de Aceros S.A.E 1045”*

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

Acta se levanta en la ciudad de Caracas, a los diecinueve días del mes de junio del año dos mil trece.

  
Prof. Pedro Cadenas  
Jurado



  
Prof. Crisanto Villalobos  
Tutor

  
Profa. María de los A. Rodríguez  
Jurado

## DEDICATORIA

*A Dios primeramente  
Y a mis Padres, Rosalit Pilar Pacheco de Lino y  
Víctor Rubén Lino Cáceres, por darme todo su  
amor y el apoyo incondicional en todo momento para que  
siga adelante y sea un hombre de bien.*

*A mis hermanos Irene Haydeé Lino Pacheco y  
Rodrigo Manuel Lino Pacheco, por estar a mi lado  
en todo momento y darme mucho aliento y fuerza para  
seguir adelante.*

*Rubén Lino.*

## **DEDICATORIA**

A Nuestro Señor DIOS TODOPODEROSO creador del cielo y la tierra, por darme la vida por darme el conocimiento, porque sin TI nada soy y CONTIGO todo lo puedo.

A Nancy Dulcey Barajas Jaimes y Diego Del Carmen Hernández Jaimes, por haberme traído al mundo, por Amarme como solo ustedes lo pueden hacer, por haber puesto su esfuerzo para convertirme en un ser humano de bien, con Fe en DIOS, aunque no estén en este planeta, siento sus espíritus más vivos que nunca este triunfo les pertenece.

A Luis Guillermo Hernández Barajas reflejo de mi madre y Héctor Alejandro Hernández Martínez reflejo de mi padre, son el mejor regalo de la vida son una bendición, este logro se los dedico y juro ante DIOS, jamás rendirme hasta verlos en la cima del mundo.

Diego Hernández

## **AGRADECIMIENTOS**

Me complace expresar mis más sinceros agradecimientos:

A la UNIVERSIDAD CENTRAL DE VENEZUELA, la casa que continua venciendo las sombras y a la ESCUELA DE MECÁNICA.

A mi Tutor, el Profesor Crisanto Villalobos, quien fue un apoyo constante durante la elaboración de este trabajo especial de grado, demostrando una vez más su incansable compromiso y labor como docente.

A los Profesores María Rodríguez y Pedro Cadenas, por sus amplias recomendaciones y aportes ofrecidos en la elaboración de este trabajo.

A la empresa Plasmatec Ingenieros C.A., por proveer las muestras estudiadas.

A todos los profesores de mi querida escuela, quienes consolidaron mi formación académica y personal compartiendo su valiosa experiencia y anécdotas.

A mis inigualables y maravillosos compañeros de estudio, quienes me hicieron reír y disfrutar aun mas de esta etapa de mi vida.

A mis amigos del personal administrativo de mí querida Facultad de Ingeniería por darme todo el apoyo en todo momento.

A mis amigos ingenieros del Metro de Caracas C.A., Vicepresidencia de Transporte Suburbano y Teleférico.

A mi querido Perú por darme toda la formación básica.

A toda mi familia que se encuentra en el Perú, por mostrar un apoyo incondicional por sobre todas las cosas.

Rubén Lino

## **AGRADECIMIENTOS**

A DIOS mi Señor por ser fuente de vida de bondad de amor, por haber puesto en mi camino las personas que con su granito de arena contribuyeron en mi formación tanto espiritual como académica.

A mis Padres Nancy Barajas y Diego Hernández por haber hecho de mi un hombre de bien con temor a DIOS, los AMO.

A mis tías Carmen Barajas y Eilen Barajas y a mi padrino Orlando León por haberme apoyado en cada momento de mi vida y encaminarme en la verdad, el amor y el respeto los AMO.

A mis hermanos y hermana: Leo, Luigi, Cesar, Daniella, Memo y Héctor, cada uno de ustedes ha dejado una enseñanza en mi vida, cada uno de ustedes representa una inspiración una razón para luchar y jamás rendirse. Los AMO.

A mi familia Barajas- Hernández conformada por mis tíos primos y abuelos cada uno de ustedes con sus palabras, sus consejos, sus experiencias han hecho de mi una mejor persona, gracias por apoyarme en todo, le pido a DIOS, que los bendiga que los llene se salud de amor y de respeto. No olvidemos que somos la base de la sociedad y le doy gracias a DIOS por formar parte de ustedes los AMO.

A la familia Manzano por abrirme las puertas de su casa y enseñarme a tener una vida más independiente que DIOS los bendiga. A mi Esposa Xaudra Martínez por Amarme cada día y apoyarme en todo Te AMO.

Al profesor Crisanto Villalobos por su apoyo en cada semestre de mi carrera y en especial en la elaboración de mi tesis, que DIOS te bendiga.

A mis Amigos del estado Aragua, de la UCV, del Metrocable, de la vida, mi respeto hacia ustedes gracias por su apoyo y amistad que DIOS los bendiga.

A la UCV, la casa que vence la sombra, me enseñaste el valor y la importancia de formarnos como profesionales. Tus profesores, tus estudiantes, tus obreros, tus secretarias en fin cada uno de tus miembros me ayudaron a crecer personalmente

y académicamente cada uno de tus rincones, de tus espacios siempre estarán fotografiados en mi mente y en mi corazón, le pido a DIOS que jamás dejes de ser la única y la verdadera Universidad de Venezuela por Siempre Vivirás.

Diego Hernández

**Rubén E., Lino P.  
Diego A., Hernández H.**

**ESTUDIO DEL EFECTO DEL TRATAMIENTO TÉRMICO A  
LA LLAMA, SOBRE EL RECUBRIMIENTO BASE NIQUEL  
DEPOSITADO POR PROYECCION TERMICA CON PLASMA  
EN ACEROS SAE 1045**

**Tutor Académico: Prof. Crisanto Villalobos.**

**Tesis. Caracas, U.C.V. Facultad de Ingeniería. Escuela de Mecánica. Año  
2013, 141 p.**

**Palabras clave:** Recubrimiento, proyección térmica con plasma, tratamiento térmico a llama, dureza, módulo de elasticidad, tenacidad a la fractura, esfuerzo de fluencia.

**Resumen.** Este trabajo tiene como fin evaluar los efectos del tratamiento térmico posterior con llama oxiacetilénica, en el recubrimiento base níquel Metco 16C-NS depositado por proyección térmica con plasma sobre un substrato de acero SAE 1045. El tratamiento térmico se aplicó sobre la superficie hasta producir un brillo vidrioso o glaseado, característico de las aleaciones autofundentes cuando son calentadas por encima de los 980 °C. Luego se realizó un estudio de la microestructura y composición química mediante Microscopía Electrónica de Barrido evidenciando cambios en la estructura lamelar así como una densificación aparente del sólido, con un aumento en la difusión entre lamelas y una disminución de la porosidad. La dureza absoluta fue determinada mediante indentación convencional Vickers y el modelo propuesto por Thomas para reducir el efecto del tamaño de la

indentación. Para el estudio del módulo elástico se aplicó el modelo de Marshall et al. (1982) conjuntamente con indentación convencional Knoop. La estimación de la tenacidad a fractura se realizó mediante el modelo propuesto por Laugier mediante indentación Vickers. Y para la determinación del esfuerzo de fluencia se determinó, mediante interferometría de luz blanca, la máxima carga que no generara huella residual en el ensayo de indentación esférica convencional. El valor de la dureza absoluta presentó un aumento luego del tratamiento térmico desde 410 HV a 443 HV, lo que representa un aumento del 7,32%. En cuanto al módulo elástico se obtuvo 186 GPa, para las muestras sin tratamiento y 200 GPa, para las muestras tratadas térmicamente representando un aumento del 7,43%. Para la tenacidad a la fractura se presentó un aumento desde  $6,96 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  en las probetas sin tratamiento térmico a  $7,52 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  luego del tratamiento, lo cual representa un incremento del 7,44%, este resultado está directamente relacionado con la mayor cohesión entre lamelas y menor extensión de las grietas que existe en las probetas con tratamiento térmico. Para el esfuerzo de fluencia de las probetas no tratadas el valor obtenido fue de 1613 MPa y para las tratadas térmicamente fue de 1711 MPa, lo que supone un incremento del 5,70 %, que se podría atribuir a la disminución de la porosidad generado por el tratamiento posterior por llama oxiacetilénica, que a la vez representa una disminución de los concentradores de esfuerzo en el sólido traduciéndose en un mejor comportamiento elástico.

## ÍNDICE GENERAL

ACTA	
DEDICATORIA .....	iv
AGRADECIMIENTOS .....	vi
RESUMEN. ....	ix
ÍNDICE DE TABLAS.....	xiv
ÍNDICE DE FIGURAS.....	xv
INTRODUCCIÓN .....	1
CAPITULO I. EL PROBLEMA.....	3
1.1 PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA. ....	3
1.2 MOTIVACIÓN. ....	5
1.3 OBJETIVOS. ....	9
1.3.1 Objetivo General. ....	9
1.3.2 Objetivos Específicos.....	9
1.4 ALCANCES.....	10
1.5 ANTECEDENTES.....	11
CAPÍTULO II. MARCO TEÓRICO .....	17
2.1 ACERO AISI 1045.....	17
2.1.1 Propiedades mecánicas del Acero SAE 1045. ....	17
2.2 RECUBRIMIENTOS.....	18
2.2.1 Atomización. ....	19
2.2.2 Reducción en Estado Sólido o Reducción de Óxido.....	20
2.2.3 Electrólisis.....	20
2.2.4 Aleaciones Base Níquel. ....	21
2.3 PROYECCIÓN TÉRMICA. ....	23
2.3.1 Proyección Térmica HVOF.....	24
2.3.2 Ventajas y Desventajas de la Proyección Térmica HVOF. ....	25
2.3.3 Proyección Térmica por Plasma. ....	26
2.3.4 Ventajas y Desventajas de la Proyección Térmica por Plasma. ....	27
2.4. TRATAMIENTO TÉRMICOS POSTERIORES. ....	28
2.4.1 Tratamiento Térmico por la Llama. ....	30
2.4.2 Tratamiento Térmico por Inducción. ....	32
2.4.3 Tratamiento Térmico por Laser. ....	33

2.4.3 Otros Tratamiento Térmicos. ....	33
2.5 PROPIEDADES FÍSICAS DE LOS RECUBRIMIENTOS APLICADOS POR PROYECCIÓN TÉRMICA. ....	34
2.5.1 Splat o partícula fundida en forma laminar. ....	35
2.5.2 Porosidad. ....	37
2.5.3 Inclusiones de Óxidos ....	38
2.6 PROPIEDADES MECÁNICAS DE RECUBRIMIENTOS APLICADOS POR PROYECCIÓN TÉRMICA. ....	38
2.6.1 Dureza. ....	38
2.6.2 Modulo de Elasticidad. ....	43
2.6.3 Tenacidad de Fractura. ....	49
2.6.4 Esfuerzo de Fluencia. ....	59
CAPÍTULO III. METODOLOGÍA .....	71
3.1 SISTEMA SUBSTRATO-RECUBRIMIENTO. ....	72
3.1.1 Material Base o Sustrato. ....	72
3.1.3 Procesos previos a la deposición térmica. ....	74
3.1.4 Proyección térmica. ....	76
3.3. CORTE Y MECANIZADO DE LAS PROBETAS RECUBIERTAS. ....	78
3.4. MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO. ....	80
3.5 EVALUACIÓN DE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DEL RECUBRIMIENTO. ....	81
3.5.1 Dureza Vickers. ....	81
3.5.2 Módulo de Elasticidad. ....	84
3.5.3 Tenacidad a la Fractura. ....	85
3.5.4 Esfuerzo de Fluencia. ....	86
CAPÍTULO IV. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS .....	87
4.1 CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL DEL RECUBRIMIENTO. ....	87
4.1.1 Caracterización Física. ....	87
4.1.2 Estudio de la Porosidad. ....	91
4.1.3 Caracterización Química. ....	94
4.2. ESTIMACIÓN DE LAS PROPIEDADES MECANICAS. ....	98
4.2.1 Dureza. ....	98
4.2.2 Modulo de Elasticidad. ....	102
4.2.3 Tenacidad de Fractura Aparente. ....	105

4.2.4 Esfuerzo de Fluencia.....	109
CAPÍTULO V. CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES.....	116
BIBLIOGRAFÍA .....	119
REFERENCIAS ELECTRONICAS.....	123

## ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 2.0 Aceros más empleados para el temple por llama oxiacetilénica. ....	45
Tabla 2.1 Rango de las diferentes escalas o técnicas de indentación en función de la carga y la profundidad de la huella .....	54
Tabla 2.2 Materiales de mayor utilización. ....	59
Tabla 3.0 Composición química nominal del acero SAE 1045. ....	86
Tabla 3.1 Composición química del polvo Metco 16C-NS. ....	87
Tabla 3.2 Parámetros utilizados para la deposición del recubrimiento. ....	90
Tabla 4.0 Porcentaje de porosidad para las probetas sin tratamiento térmico. ...	107
Tabla 4.1 Porcentaje de porosidad para las probetas con tratamiento térmico. ...	108
Tabla 4.2 Valores de Dureza con diferentes cargas de Indentación para las probetas sin tratamiento térmico. ....	113
Tabla 4.3 Valores de Dureza con diferentes cargas de Indentacion para las probetas con tratamiento térmico. ....	114
Tabla 4.4 Valores del módulo de elasticidad para probetas sin tratamiento térmico. ....	117
Tabla 4.5 Valores del módulo de elasticidad para probetas con tratamiento térmico. ....	117
Tabla 4.6 Valores de la tenacidad a la fractura de recubrimientos STT. ....	121
Tabla 4.7 Valores de la tenacidad a la fractura de recubrimientos CTT. ....	121
Tabla 4.8 Distribución de los esfuerzos principales y el esfuerzo de Von Mises a lo largo de la profundidad bajo la superficie de la indentación de las probetas tratadas térmicamente. ....	126
Tabla 4.9 Distribución de los esfuerzos principales y el esfuerzo de Von Mises a lo largo de la profundidad bajo la superficie de la indentación de las probetas tratadas térmicamente. ....	127

## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.0 Proceso de atomización para la obtención de polvos metálicos.....	33
Figura 2.1 Morfología esferoidal del polvo Metco 16C-NS.....	36
Figura 2.2 Muestra un dispositivo típico de proyección térmica HVOF. ....	38
Figura 2.3 Dispositivo de dos electrodos de proyección térmica por plasma.....	42
Figura 2.4 Temple superficial mediante flama.....	44
Figura 2.5 Temple superficial mediante flama.....	46
Figura 2.6 Temple superficial mediante flama.....	49
Figura 2.7 Indentador de diamante Vickers con forma de una pirámide de base cuadrada con un ángulo apical de $136^\circ$ entre las caras (ángulo de aristas $148^\circ$ ). .	56
Figura 2.8 Huella del indentador de diamante Vickers.....	56
Figura 2.9 Curva de tensión/deformación (T/D).....	58
Figura 2.10 Curva Tensión-Deformación hasta la fractura de la probeta. ....	60
Figura 2.11 Ángulos para las caras opuestas del indentador Knoop.....	61
Figura 2.12 MODO I: de abertura o de tracción, las superficies de las grietas se apartan. ....	64
Figura 2.13 MODO II: de deslizamiento o cizallamiento.....	64
Figura 2.14 MODO III: de rasgado o cizallamiento antiplanar. ....	65
Figura 2.15 Representación grafica de propagación de grieta según distintos tipos de cargas aplicadas al indentador Vickers.....	66
Figura 2.16 Grietas múltiples generadas a partir de una huella de indentación Vickers. ....	68
Figura 2.17 Patrones superficiales típicos encontrados para sistemas recubrimiento-sustrato. ....	69
Figura 2.18 Representación esquemática de propagación de las grietas en el recubrimiento. (a) Estructura inicial de la microgrieta en la posición A. (b) Propagación de la microgrieta de la posición A la posición B, dando como resultado una macrogrieta en la posición C. ....	71
Figura 2.19 Esquema del proceso de agrietamiento durante la indentación.....	72
Figura 2.20 Diagrama de dos esferas en contacto. (a) dos esferas en contacto	

mediante la aplicación de una fuerza F. (b) El esfuerzo del contacto tiene una distribución elíptica alrededor de la zona de contacto con un diámetro de $2a$ .....	75
Figura 2.21 Magnitud de las componentes de esfuerzos debajo de la superficie como una función de la presión de contacto entre las esferas para una relación de Poisson de 0,3. ....	77
Figura 2.22 Deformación elástica de una superficie plana por una esfera, mostrando el esfuerzo de corte máximo en el volumen del material debajo de la superficie deformada. El esfuerzo de corte máximo ocurre debajo del centro del círculo de contacto y tiene un valor de aproximadamente $0,47p_m$ .....	79
Figura 3.0 Diagrama de flujo de la metodología utilizada.....	85
Figura 3.1 Dimensión de las probetas en milímetros.....	86
Figura 3.2 Precalentamiento de las probetas para eliminar la humedad presente.	88
Figura 3.3 Equipo de Erosión Marca Empire, modelo 350. ....	89
Figura 3.4 Substrato después del Sand Blasting. ....	90
Figura 3.5 (a) Alimentador de polvos modelo Mark XV, (b) Unidad de control marca Metco, tipo 7MC Plasma Flame Spray Control Unit y (c) Pistola Thermal Inc. SG-100. ....	91
Figura 3.6 Soplete quemador de oxiacetilénico marca Harris. ....	92
Figura 3.7 Diagrama del corte realizado en las probetas. ....	93
Figura 3.8 Máquina de corte BUEHLER SamplMet 2. ....	93
Figura 3.9 Equipo de Microscopía Electrónica de Barrido Hitachi S-200 .....	95
Figura 3.10 Esquema que muestra la configuración de las indentaciones.....	96
Figura 3.11 Variación de la dureza con respecto a la profundidad de la indentación (ISE).....	97
Figura 3.12 Muestra la variación de la dureza en función de la carga aplicada. ..	98
Figura 3.13 Esquema de zonas por carga en Kgf.....	100
Figura 4.0 Interfase entre el sustrato de acero SAE 1045 y el recubrimiento Metco 16C-NS sin tratamiento térmico (MEB 200X). ....	101
Figura 4.1 Microestructura del recubrimiento Metco 16C-NS sin tratamiento térmico (MEB 500X). ....	102
Figura 4.2 Interfase entre el sustrato de acero SAE 1045 y el recubrimiento Metco	

16C-NS con tratamiento térmico. ....	103
Figura 4.3 Microestructura del recubrimiento Metco 16C-NS con tratamiento térmico (MEB 500X). ....	105
Figura 4.4 Muestra sin tratamiento de mayor porosidad a 400X (24,16% porosidad) .....	106
Figura 4.5 Muestra con tratamiento de menor porosidad a 400X (13,96% porosidad). ....	106
Figura 4.6 Micrografía (MEB) del recubrimiento sin tratamiento térmico (100X). ....	109
Figura 4.7 Micrografía (MEB) del recubrimiento con tratamiento térmico (50X). ....	109
Figura 4.8 Análisis general por dispersión de rayos X (EDS) de la microestructura del Metco 16C-NS, sin tratamiento térmico. ....	110
Figura 4.9 Análisis general por dispersión de rayos X (EDS) de la microestructura del Metco 16C-NS, con tratamiento térmico. ....	110
Figura 4.10 Interfase entre el sustrato de acero AISI 1045 y el recubrimiento Mecto 16C-NS. ....	111
Figura 4.11 Análisis general por dispersión de rayos X (EDS) de la microestructura del sustrato de acero SAE 1045, sin tratamiento térmico. ....	111
Figura 4.12 Comparación de las líneas de tendencia obtenidas de las graficas de Dureza Vickers vs. Inversa de la diagonal para probetas sin tratamiento térmico y con tratamiento térmico. ....	115
Figura 4.13 Fotomicrografía por microscopia óptica tomada a 400X, donde se observa la grieta generada por la indentación Vickers, en probetas STT.....	119
Figura 4.14 Fotomicrografía por microscopia óptica tomada a 400X, donde se observa la grieta generada por la indentación Vickers, en probetas CTT. ....	120
Figura 4.15 Imagen de interferometría para la indentación de 1Kgf con vista superior a la superficie del recubrimiento.....	123
Figura 4.16 Imagen de luz blanca de la superficie del recubrimiento con una carga aplicada de 2Kgf obtenida por interferometría con lente de aumento de 50X (arriba) y perfil de profundidad (abajo). ....	124

Figura 4.17 Esfuerzo de Von Mises versus la distancia desde la superficie en la probeta sin tratamiento térmico.....	127
Figura 4.18 Esfuerzo de Von Mises versus la distancia desde la superficie en las probetas con tratamiento térmico.....	128

## INTRODUCCIÓN

En muchas aplicaciones ingenieriles para el sector industrial, los distintos elementos de maquinas y piezas mecánicas son sometidas a cargas cíclicas, sollicitaciones de flexión y torsión y a condiciones adversas de su entorno, las cuales en conjunto generan sobre estas agrietamientos, deformaciones y un deterioro de las superficies expuestas, socavándolas poco a poco y a la vez disminuyendo su vida útil lo que interfiere en el correcto desenvolvimiento de las actividades productivas. Como una de las tantas soluciones a este inconveniente, para mejorar las propiedades de los elementos mecánicos, se han desarrollado procesos, que usando las técnicas de termo rociado, permiten depositar una capa de material buscando con dicho material, llamado recubrimiento, obtener propiedades superficiales superiores a las presentadas por el material constitutivo del elemento mecánico.

A Principios de 1900 el Dr. Max Ulrick Schoop de Suiza y sus asociados desarrollaron equipos y técnicas para producir recubrimientos usando metal fundido y polvo metálico. Varios años después, alrededor de 1912, sus esfuerzos produjeron el primer instrumento para el rociado de metal solido en forma de alambre. Este simple dispositivo fue basado en el principio de que si una varilla o rollo de alambre fuese alimentado dentro de una intensa, concentrada flama, (producto de quemar un combustible gaseoso con oxígeno), este sería derretido y, si la flama estuviese rodeada por un chorro de gas comprimido, el metal fundido llegaría a ser atomizado y fácilmente impulsado sobre la superficie para crear el recubrimiento. Esta técnica se conoce actualmente como oxy-fuel o *Flama Spraying*. Otros métodos oxy-fuel incluyen alambre, polvo (metálico o cerámico), metal fundido, varilla cerámica, detonación y oxy-fuel de alta velocidad o HVOF (*High Velocity Oxy-Fuel*). Con el pasar de los años desde la invención de las primeras técnicas de termo rociado se han hecho avances en cuanto a estos distintos métodos incursionando en diferentes tecnologías.

Para la estimación de las propiedades mecánicas en los materiales proyectados térmicamente nos encontramos con un problema mayor a la hora del estudio, el cual es la alta heterogeneidad de los depósitos sintetizados, por esta limitación es difícil realizar los ensayos mecánicos tradicionales. Esto motiva a encontrar ensayos indirectos que permitan obtener una idea de las propiedades (Módulo elástico, esfuerzo de fluencia y tenacidad a la fractura) que se desea encontrar en los materiales, hallando así métodos que utilizan la técnica de indentación en distintas condiciones y con distintos indentadores, determinando las propiedades buscadas con ayuda de modelos semi-empíricos propuestos por investigadores que han venido estudiando estos problemas y sus posibles soluciones. Una particularidad de buscar estas propiedades en los materiales recubiertos, es la de tener una base en los estudios del comportamiento de los materiales y con esto poder mejorar progresivamente los métodos y procesos de proyección, así como también para establecer diferencias entre los procesos, los polvos, las condiciones de proyección y distintos procesos que se pueden aplicar posteriormente a la deposición del material recubierto como lo es el tratamiento térmico de los elementos mecánicos entre otros.

Estos recubrimientos aplicados a los elementos mecánicos pueden ser sometidos a tratamientos térmicos, los cuales podrían mejorar las propiedades mecánicas del depósito como la adherencia del conjunto substrato-recubrimiento, mayor ductilidad y resistencia mecánica, entre otros.

El objetivo del presente trabajo es comparar el cambio en las propiedades de un recubrimiento obtenido a partir de un polvo depositado por proyección térmica con plasma, sobre probetas de acero AISI 1045 luego de haberse aplicado un tratamiento térmico mediante un calentamiento por llama oxiacetilénica. Para esto se realizarán ensayos de indentación Vicker, Knoop y Esférica con el fin de las obtener propiedades mecánicas en los especímenes tanto tratados como los no tratados térmicamente, igualmente a través de una microscopia de barrido, se estudiarán los cambios en la microestructura así como la morfología y distribución de las fases presentes en los recubrimientos.

# **CAPITULO I**

## **EL PROBLEMA**

### **1.1 PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA.**

En la industria en general, existen componentes mecánicos que están sometidos a grandes cargas cíclicas y a altas temperaturas que producen en las mismas deformaciones, fisuras y desgaste superficial. Estas fallas son indeseables para las empresas ya que no solo representan la parada de la producción que genera pérdidas económicas, sino que también está el costo de mantenimiento de las piezas dañadas o el remplazo de las mismas. A raíz de estos problemas se ha venido estudiando acerca de la implementación de recubrimientos en los componentes mecánicos para darle mayor vida útil. No es suficiente con tener un buen material de recubrimiento, hace falta estudiar la técnica con que se va a proyectar dicho recubrimiento y un posible tratamiento térmico, por esta razón se han llevado a cabo investigaciones y desarrollos de técnicas de proyección como lo es el termo rociado con la finalidad de obtener piezas resistentes mecánicamente para así reducir los costos de mantenimientos y mejorar la eficiencia en la producción.

El presente trabajo tiene como propósito el estudio de la aplicación de recubrimientos, depositados por proyección térmica con plasma, para la reparación de elementos de maquinas que están sometidos a diversas cargas, con la finalidad de mejorar las propiedades mecánicas del material con que están hechos dichos elementos y poder alargar la vida útil de los mismos, logrando así aportar una solución que contribuya a mejorar las técnicas de restauración y recuperación de piezas y componentes mecánico en el sector industrial.

Para la estimación de las propiedades mecánicas de materiales obtenidas mediante la técnica de termo rociado, existe el inconveniente de la alta heterogeneidad de los depósitos sintetizados, por esta razón, es imposible trabajar con ensayos convencionales. Esto motiva a encontrar modelos semi-empíricos desarrollados por investigadores que han venido estudiando estos problemas y sus posibles soluciones, utilizando ensayos alternativos, como son los ensayos de indentación para encontrar estas propiedades mecánicas.

En este trabajo, se plantea una evaluación del efecto del tratamiento térmico a través de un estudio de las principales propiedades mecánicas, como lo son la dureza, tenacidad a la fractura, módulo de elasticidad y esfuerzo de fluencia en un recubrimiento de aleaciones metálicas, conocido comercialmente como Metco 16C-NS aplicado mediante la técnica de Proyección Térmica con Plasma sobre un acero AISI 1045. Se usarán los ensayos de microindentación Vickers y Knoop para los cálculos de dureza, tenacidad de fractura y módulo de elasticidad. El ensayo de indentación esférica se usará para la estimación del esfuerzo de fluencia siguiendo las ecuaciones de mecánica de contacto propuesta por Hertz.

## **1.2 MOTIVACIÓN.**

En la industria existe un variado número de tipos de piezas que son de uso universal en maquinarias de diferentes características y aplicación. La mayoría de estas piezas son sometidas a cargas cíclicas, así como a altas temperaturas, lo cual genera una disminución de la vida útil en las mismas, debido a esto los estudios ingenieriles se han apuntado en el desarrollo de procesos relacionados con tratamientos superficiales y aplicación de recubrimientos que permitan mejorar la eficacia y el desempeño de diferentes piezas mecánicas.

En el seno del Departamento de Tecnología y Producción de la Escuela de Ingeniería Mecánica de la Universidad Central de Venezuela, se ha venido desarrollando una línea de investigación, dirigida por el Profesor Crisanto Villalobos, la cual está enfocada en el estudio de las técnicas y de los materiales disponibles para la reconstrucción de elementos de maquina, con la finalidad de obtener una base de datos con el mayor número de materiales disponibles y que de acuerdo a sus propiedades permitan obtener sus posibles aplicaciones, igualmente se busca obtener una base de datos con el mayor número de técnicas que mejoren las propiedades mecánicas y el desempeño de estos materiales, a través de la modificación de los procesos de síntesis de estas películas y de aplicación los tratamientos térmicos posteriores.

Dentro de los distintos procesos para producir recubrimientos se encuentra la técnica de termo rociado la cual se ha convertido en una técnica muy importante de deposición de material a nivel industrial, tanto para la fabricación como para el mantenimiento de piezas (reconstrucción dimensional). La ventaja de esta técnica consiste en las bajas temperaturas necesarias para la aplicación de los recubrimientos, evitando así costosas deformaciones por los esfuerzos térmicos y cambios en la microestructura de los metales revestidos, su fragilización y consecuente rotura en servicio.

Uno de los materiales más importante empleados en la ingeniería para la fabricación de piezas y elementos de maquinas es el acero SAE 1045, debido a sus propiedades de gran resistencia, gran rigidez, durabilidad, facilidad relativa de fabricación, su alta dureza y buena tenacidad a la fractura. Los componentes mecánicos fabricados con este tipo de acero, se caracterizan por soportar grandes sollicitaciones del tipo flexo-torsionales periódicos, entre ellos podemos mencionar el eje de un motor eléctrico, el cual posee en su extremo una polea que transmite una determinada potencia a un usillo. La tensión de la polea en su extremo provoca un esfuerzo flector. Y el giro de dicho motor produce el momento torsor.

Otro ejemplo podría ser el de un eje de una fresa el cual es torsionado por un motor y su oposición al giro generado por el material que desbasta, y flexionada por un esfuerzo provocado en su extremo por un rodamiento el cual sirve de guía para el movimiento de la fresa. Un tercer ejemplo práctico es el caso de un cigüeñal; cuando se produce la explosión en el cilindro, el cigüeñal se encuentra en el punto muerto superior (PMS), en ese momento se produce una flexión en el eje principal del cigüeñal. Luego, al ir girando, el muñón comienza a separarse una distancia del eje principal, lo que provoca una torsión en el mismo debido al momento que se genera al transmitir la potencia a la corona, como se puede ver estos elementos están sometidos a esfuerzos flexo-torsionales producto de fuerzas de inercia y fuerzas centrífugas que actúan sobre ellas, lo cual genera en las mismas deformaciones, fisuras y desgaste superficial, lo que exige que después de cierto tiempo de operación se tenga que aplicar recubrimientos para sustituir el material perdido, al realizar el proceso de restauración, el material de recubrimiento, será el que estará ahora en contacto con las distintas cargas y sollicitaciones a las que se encuentra la pieza, por lo que se deberá realizar los estudios correspondientes que permitan seleccionar el material de recubrimiento adecuado, que se adapte a las condiciones de servicio requeridas. Las propiedades mecánicas que deberá cumplir el material de recubrimiento, de los elementos de maquina fabricados con acero SAE 1045 como los mencionados anteriormente, que están sometidos a sollicitaciones flexo-torsionales y a altas de temperatura,

son las siguientes: Deberá tener una alta dureza para aumentar la resistencia al desgaste por rozamiento o por abrasión, deberá poseer un valor de modulo elástico que garantice que la pieza conservara su forma y tamaño al ser sometida a una carga en la región elástica, deberá tener un alto nivel de tenacidad de fractura para soportar las cargas de choques o impactos aplicadas repentinamente y evitar así agrietamientos, deberá poseer un límite elástico suficiente para transmitir el par motor y soportar los esfuerzos sin requerir dimensiones extraordinaria y deberá poseer un coeficiente de fricción lo más pequeño posible para evitar desgaste excesivo.

De acuerdo a investigaciones realizadas por el Prof. Andrea Scagni, dentro de los materiales de recubrimiento, más utilizados para el termo rociado, las aleaciones auto fundentes poseen las propiedades mecánicas más adecuadas que se adaptan a los condiciones exigidas para los elementos de maquina fabricados con acero SAE 1045 y que fueron expuestas anteriormente. Al realizar un estudio del catalogo de la empresa Sulzer fabricante de este tipo de aleaciones auto fundentes, se pudo observar que el polvo Metco 16C-NS de base níquel, posee un conjunto de características, lo cual lo convierten en el material de recubrimiento más propicio para este tipo de piezas, siendo estas características las siguientes: Alta dureza, que mejora la resistencia al desgaste, al ser de base níquel posee una alta resistencia a elevadas temperaturas, la presencia de boro y silicio permiten una mejor distribución del recubrimiento sobre el sustrato, obteniéndose una composición más homogénea evitando así una acumulación de fases duras en una sola zona, lo que generaría un comportamiento frágil del recubrimiento, los elementos cromo y carbono conjuntamente con el elemento base níquel, otorgan un mejoramiento en la tenacidad y en la resistencia a la oxidación y a la abrasión. De acuerdo a estudios del Prof. La Barbera, a pesar de las características de estos recubrimientos, al ser aplicados por procesos de termo rociado, los mismos, tienden a ser muy porosos, presentar poca adherencia al sustrato así como una poca densificación y una baja dureza, lo que hace necesario la aplicación de tratamientos térmicos posteriores, cuya finalidad es disminuir la porosidad, aumentar la adherencia del conjunto sustrato recubrimiento y producir una mejor

densificación de los mismos. Por esto, el presente trabajo tiene como objetivo principal la evaluación de la dureza, el modulo de elasticidad, la tenacidad a la fractura y el esfuerzo de fluencia sobre el recubrimiento Metco 16C-NS, depositado en acero SAE 1045, mediante proyección térmica con plasma, con y sin tratamiento térmico posterior por llama oxiacetilénica, con el objeto de aportar una solución que contribuya a mejorar las técnicas de restauración y recuperación de piezas y componentes mecánicos en el sector industrial. Es por ello, la motivación para realizar el presente trabajo.

## **1.3 OBJETIVOS.**

### **1.3.1 Objetivo General.**

- Evaluar los efectos del tratamiento térmico mediante calentamiento por llama oxiacetilénica, sobre las propiedades mecánicas y la microestructura de depósitos sintetizados por proyección térmica con plasma para un polvo metálico base níquel (Metco 16C-NS) en un sustrato de acero AISI 1045.

### **1.3.2 Objetivos Específicos.**

- Determinar la dureza de las probetas mediante el ensayo de microindentación Vickers.
- Determinar el modulo de elasticidad de las probetas mediante el ensayo de microindentación Knoop.
- Establecer un método que permita determinar la tenacidad a la fractura.
- Determinar el esfuerzo de fluencia de las probetas mediante el ensayo de indentación esférica.
- Analizar los resultados obtenidos haciendo una comparación entre las probetas con tratamiento térmico y las probetas sin tratamiento térmico.
- Determinar las modificaciones en las propiedades del recubrimiento por efecto del tratamiento térmico.
- Determinar las modificaciones en la microestructura del recubrimiento por efecto del tratamiento térmico.

#### **1.4 ALCANCES.**

En el presente trabajo se estudiarán los efectos del tratamiento térmico mediante calentamiento por llama oxiacetilénica sobre un recubrimiento obtenido a partir de un polvo metálico base níquel, (Metco 16C-NS) aplicado en la superficie de un sustrato de acero AISI 1045, depositado mediante la técnica de proyección térmica con plasma, igualmente se calcularán por medio de ensayos de indentación Vickers, Knoop y Esférica, la dureza, el módulo de elasticidad y esfuerzo de fluencia respectivamente, a partir de los métodos propuestos en la bibliografía, se establecerá una metodología que permita estimar la tenacidad a la fractura y además se realizará un análisis de la microestructura utilizando Microscopía Óptica y Microscopía Electrónica de Barrido que permitirá comparar las posibles modificaciones microestructurales obtenidas después del tratamiento térmico.

## 1.5 ANTECEDENTES.

Desde el descubrimiento de las técnicas de termo rociado muchos investigadores se han dedicado al estudio de novedosas variaciones para depositar un material sobre otro para mejorar su comportamiento, siendo muy importantes las investigaciones sobre la variación de las propiedades para determinar si se logra o no una mejora significativa.

Una técnica alternativa de recubrimiento evolucionada de termo rociado es la de HVOF la cual desarrollo *La Barbera, J. (2008)*, en su trabajo **“COMPORTAMIENTO A LA FATIGA DEL ACERO SAE 1045 RECUBIERTO CON COLMONOY 88 DEPOSITADO POR TERMORROCIADO HVOF: EFECTO DE LA DISTANCIA DE ROCIADO”** que tiene la finalidad de determinar de una manera sistemática la influencia de la distancia de rociado sobre la calidad de los recubrimientos fabricados a través de la técnica de proyección térmica oxígeno-combustible de alta velocidad (HVOF). El conjunto substrato-recubrimiento objeto de estudio está conformado por un acero SAE 1045 como material base y una aleación base níquel, denominada comercialmente Colmonoy 88, como recubrimiento. La calidad de los recubrimientos fue evaluada a través de una caracterización microestructural y mecánica, tanto en la sección transversal como en la superficie de los depósitos. El estudio microestructural se llevó a cabo utilizando un Microscopio Electrónico de Barrido (MEB) junto con un analizador de imágenes, con la finalidad de cuantificar la fracción volumétrica de partículas sin fundir y porosidad aparente presente en los recubrimientos. Asimismo, se identificaron las diferentes fases presentes en los depósitos mediante estudios de Difracción de Rayos X (DRX).

Finalmente, esta investigación permitió realizar una contribución al conocimiento en el área del comportamiento mecánico de los recubrimientos termorrociados estableciendo algunas correlaciones entre la distancia de rociado y las características microestructurales y las propiedades mecánicas del depósito.

En primer lugar, se determinó que la microestructura de los recubrimientos tiene una influencia muy importante en sus propiedades mecánicas, las cuales son difíciles de predecir en forma precisa debido a su heterogeneidad. El análisis microestructural mostró un aumento sustancial de la fracción volumétrica de partículas sin fundir con el incremento en la distancia de rociado. Las partículas sin fundir producen una aparente disminución de la cohesión entre las lamelas que trae como consecuencia un mayor microagrietamiento interlamelar y una disminución del módulo elástico aparente de los recubrimientos. Asimismo, se encontró que los valores de dureza instrumentada y módulo de elasticidad aparente muestran un comportamiento anisotrópico, siendo estas propiedades de mayor magnitud en la sección transversal y de menor magnitud en la superficie. Además, la resistencia a la fluencia predicha y estimada, son muy similares entre sí para todas las condiciones. Por último, los resultados de los ensayos de fatiga indican que las distancias de rociado en el intervalo de 380 a 470 mm aparentemente no tienen influencia alguna sobre la resistencia a la fatiga-corrosión de los conjuntos substrato-recubrimiento. Sin embargo, la presencia del recubrimiento de Colmonoy 88 genera un significativo aumento en la vida a fatiga-corrosión del substrato recubierto en el intervalo de esfuerzos alternantes estudiados en comparación con el substrato sin recubrir y el substrato recubierto con cromo duro.

*Bilbao S. Carolina y Moreno A. Ivan J. (2002)* en su trabajo denominado, **“EVALUACIÓN DE LA RESISTENCIA AL DESGASTE DE RECUBRIMIENTOS TIPO CERMET DEPOSITADOS POR HVOF CON TRATAMIENTO TÉRMICO POSTERIOR”**, realizaron el estudio del comportamiento frente al desgaste abrasivo y desgaste deslizando de recubrimientos tipo cermet (cerámico-metálico) depositados por el proceso de rociado térmico oxígeno-combustible conocido por las siglas HVOF para este fin se utilizaron tres aleaciones distintas como material de alimentación, la primera de ellas fue una mezcla formada por 70% (WC-12%Co) y 30% de una aleación base

Níquel comercialmente conocida como Colmonoy 88, la segunda fue una mezcla de 50% (WC-12%Co) y 50% Colmonoy 88 y la tercera fue 100% Colmonoy 88.

Se prepararon un total de 81 muestras para los ensayos de abrasión según lo indica la norma ASTM G65-A, B, C, de las cuales fueron recubiertas 27 muestras con cada una de las mezclas antes mencionadas, y en cada grupo de 27 muestras 9 fueron estudiadas en estado como rociado y 9 fueron estudiadas luego de haber sido tratadas térmicamente con llama oxiacetilénica. Por último se prepararon 9 muestras para los ensayos de desgaste deslizante según lo indica la norma ASTM G99-95-A. Además de realizar estos ensayos, se realizaron también estudios de microscopia electrónica de barrido (MEB), microdureza y rugosidad superficial.

Luego de realizar todos los ensayos se pudo determinar que el tratamiento térmico con llama mejoró las propiedades de los recubrimientos logrando su densificación, aumentando su microdureza en 1.2% en el caso del recubrimiento depositado con la mezcla de 70% (WC-12%Co) y 30% Colmonoy 88, 22% en el recubrimiento depositado con 50% (WC-12%Co) y 50% Colmonoy 88 y 36% en el recubrimiento depositado con Colmonoy 88 y disminuyendo la rugosidad superficial en un 17% para el recubrimiento de 70% (WC-12%Co) y 30% Colmonoy 88, un 3% para el recubrimiento depositado con 50% (WC-12%Co) y 50% Colmonoy 88 y un 85% en el recubrimiento depositado con Colmonoy 88, además se determinó que el recubrimiento que obtuvo mejor resistencia a la abrasión fue el de 70% (WC-12%Co) y 30% Colmonoy 88 tratado térmicamente, el cual obtuvo una resistencia a la abrasión 57 veces mayor que el acero base para el ensayo de 5 minutos, 74 veces para el ensayo de 10 minutos y 58 veces para el ensayo de 30 minutos. También se determinó que el recubrimiento que tuvo mejor comportamiento frente al desgaste por deslizamiento fue el de Colmonoy 88 tratado térmicamente, seguido por el depositado con de la mezcla 70% (WC-12%Co) y 30% Colmonoy 88 y tratado térmicamente.

No se pudo evaluar el tratamiento térmico con láser debido a que los parámetros utilizados en el proceso produjeron el desprendimiento del recubrimiento. Se pudo determinar que dentro de los parámetros más importantes

a controlar en el tratamiento térmico con láser los son el espesor del recubrimiento y la velocidad de avance del láser.

*Cadenas Pedro (2005)*, en su trabajo denominado **“EVALUACION DEL DESGASTE POR DESLIZAMIENTO SIN LUBRICACION DE UN RECUBRIMIENTO BASE NIQUEL TERMO-ROCIADO POR HVOF CON Y SIN TRATAMIENTO TERMICO POSTERIOR POR LLAMA OXIACETILECNICA”**, evaluó los efectos de la carga normal y la velocidad de deslizamiento, sobre el desgaste por deslizamiento, de un recubrimiento base níquel conocido comercialmente como Colmonoy 88 depositado por la técnica de alta velocidad oxígeno combustible (HVOF) con y sin tratamiento térmico posterior por llama oxiacetilénica, utilizando como contraparte al acero AISI D-2. Para esto se utilizó un tribómetro con la configuración geométrica bloque sobre anillo (“block on Ring”), según la norma ASTM D2714-88. Todos los ensayos se realizaron al aire y en ausencia de lubricantes. Las cargas normales aplicadas fueron 0,1, 0,2, 0,4 y 0,5 m/s, para una distancia de deslizamiento constante de 550m. A partir de los resultados obtenidos se pudo determinar que el tratamiento térmico por llama oxiacetilénica distribuye mejor las fases endurecedoras de la microestructura, aumenta la densidad, la cohesión y la microdureza del recubrimiento, y por eso, el recubrimiento con tratamiento térmico tiene mayor resistencia al desgaste que el recubrimiento sin tratamiento térmico, para todos los niveles de carga normal y velocidad de deslizamiento. Además, se determinó que la tasa de desgaste del recubrimiento sin tratamiento térmico y con tratamiento térmico aumenta con la carga normal. También, se determinó que la tasa de desgaste para el recubrimiento con tratamiento térmico disminuye con la velocidad de deslizamiento, debido al ablandamiento térmico del material por el calor generado en la fricción, mientras que esta disminución se presentaba para el recubrimiento sin tratamiento térmico solo a los mayores niveles de carga y velocidad de deslizamiento.

Igualmente para los anillos utilizados como contraparte en los ensayos, se

determino que la tasa de desgaste aumenta con la carga normal y tiende a disminuir para los mayores niveles de velocidad de deslizamiento debido al ablandamiento térmico producto del calor generado por la fricción. La técnica de microscopia electrónica se utilizo para determinar los mecanismos de desgaste, encontrándose un mecanismo mixto: adhesivo, oxidativo, abrasivo y de deterioro cíclico compitiendo entre ellos simultáneamente. El régimen de desgaste presente en todos los ensayos fue severo, ya que las tasas de desgaste son superiores a  $1E-05\text{mm}^3/\text{m}$ . El recubrimiento con tratamiento térmico es mucho más resistente al desgaste que el acero AISI 4340, el cual se usa en la fabricación de piezas sometidas a desgaste, por esto se recomienda utilizar ampliamente a este recubrimiento en la recuperación de piezas desgastadas.

*González, H. A. et al (2008)*, en su trabajo, **ESTUDIO DE LA INFLUENCIA DE LAS PROPIEDADES FISICAS Y MECÁNICAS EN EL COMPORTAMIENTO TRIBOLOGICO DE RECUBRIMIENTOS DUROS PARA HERRAMIENTAS DE CORTE Y PROCESAMIENTO DE POLIETILENO**, se centró en el estudio de dos diferentes recubrimientos aplicados por proyección térmica por combustión:  $\text{AL}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2/\text{Ni}$  y  $\text{WC-Ni/Ni}$  realizada con dos diferentes antorchas: Terodyn 2000 y SuperJet Eutalloy. Así como usaron tres diferentes polvos fabricados por la firma Eutectic Castolin® para obtener el recubrimiento: ProXon 21021 (Ni-10%Al), fue usado como capa de anclaje entre el metal base AISI O1 y la capa superior de naturaleza Cerámica o Cermet; la cual fue obtenida a partir del polvo Metaceram 25060 ( $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-40\%TiO}_2$ ) y Tungsteno 10112 ( $\text{WC-40\%Ni}$ ). Los cuatro tipos de recubrimientos fueron caracterizados morfológicamente mediante Microscopía Electrónica de Barrido (MEB) y químicamente mediante Espectroscopía de Energía Dispersiva (EDS) y Difracción de Rayos X (DRX). Fueron medidas en su sección transversal la dureza fue obtenida a partir de ensayos de indentación Vickers, el módulo de elasticidad fue medido a partir de indentaciones Knoop aplicando el modelo de Marshall et al. (1982) y la tenacidad a la fractura fue determinada a partir de indentaciones Vickers con una carga superior a la crítica para inducir a la

propagación de grietas radiales en los vértices de las huellas. La tenacidad a la fractura de la capa superior de los recubrimientos fue calculada a partir de la longitud de las grietas producidas por la microindentación, utilizando el modelo de Marshall et al. (1982). Finalmente, para evaluar el comportamiento tribológico, se realizaron ensayos de pin (recubrimiento sobre acero 01) sobre disco (polietileno). Los resultados obtenidos muestran que el recubrimiento de Ni-WC (depositado con la antorcha Superjet Eutalloy) presentó el mejor comportamiento tribológico en contacto con polietileno y esto fue influenciado por su baja porosidad (20,81%) y sus buenas propiedades mecánicas en especial su buena tenacidad a la fractura (4,57 MPaÖm). Además, este comportamiento se pudo ocasionar por la posible deformación plástica que exhibe el níquel en las condiciones tribológicas a las que fue ensayado, lo que retarda la generación y propagación de grietas en el recubrimiento, reduciendo así la tasa de desgaste por desprendimiento de partículas. El otro recubrimiento cermet aplicado con la otra antorcha (Terodyn 2000) también presentó un buen comportamiento tribológico gracias a sus propiedades mecánicas y su baja porosidad y además presentó propiedades similares a las del recubrimiento anteriormente mencionado. El recubrimiento cerámico (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiO<sub>2</sub>) fue el que mejor se comportó en el ensayo de desgaste, esto se debió a sus buenas propiedades, en especial a su buena tenacidad a la fractura (5,82 MPaÖm) y a su baja porosidad (17,57%). En cambio, el recubrimiento cerámico aplicado con la otra antorcha (Terodyn 2000), presentó el peor comportamiento tribológico (pérdida de volumen cinco veces mayor que su similar), lo cual fue influenciado por su alta porosidad (49,6%) y sus pobres propiedades mecánicas como la dureza (9,5 GPa), módulo de elasticidad (129 GPa) y su baja tenacidad a la fractura (1,85MPa  $\sqrt{m}$ ), que reflejan gran rigidez y alta fragilidad de la capa. En conclusión, los recubrimientos cerámicos y cermet estudiados tienen una gran influencia de las propiedades físicas y mecánicas en el comportamiento tribológico en contacto con el polietileno y esto es principalmente ocasionado por el efecto de la tenacidad a la fractura, módulo de elasticidad, dureza y estructura.

## CAPÍTULO II

### MARCO TEÓRICO

#### 2.1 ACERO AISI 1045.

Un acero es a una aleación de hierro con una cantidad de carbono variable entre el 0,088% y el 2,11% en peso de su composición, aunque normalmente estos valores se encuentran entre el 0,2% y el 0,3%. Si la aleación posee una concentración de carbono mayor al 2,0% se producen fundiciones que, en oposición al acero, son quebradizas y no es posible forjarlas sino que deben ser moldeadas.

El acero AISI 1045, es un acero utilizado cuando la resistencia y dureza son necesarias en condición de suministro. Este acero medio carbono puede ser forjado con martillo. Responde al tratamiento térmico y al endurecimiento por llama o inducción, pero no es recomendado para cementación o cianurado. Cuando se hacen prácticas de soldadura adecuadas, presenta soldabilidad adecuada. Por su dureza y tenacidad es adecuado para la fabricación de componentes de maquinaria, los usos principales para este acero son para la fabricación de piñones, cuñas, ejes, tornillos, partes de maquinaria, herramientas agrícolas y remaches.

##### 2.1.1 Propiedades mecánicas del Acero SAE 1045.

**Dureza:** 163 HB (173.75 HV).

**Módulo de elasticidad:** 200 GPa (29000 KSI).

**Esfuerzo de fluencia:** 310 MPa (45000 PSI).

**Elongación:** 16% (en 50 mm).

**Reducción de área:** (40%).

**Maquinabilidad:** 57% (AISI 1212 = 100%).

## 2.2 RECUBRIMIENTOS.

De acuerdo a *García & Cuetos et al (2001)*, se define el termino recubrimiento como "una región superficial de un material con propiedades diferentes de las del material base".

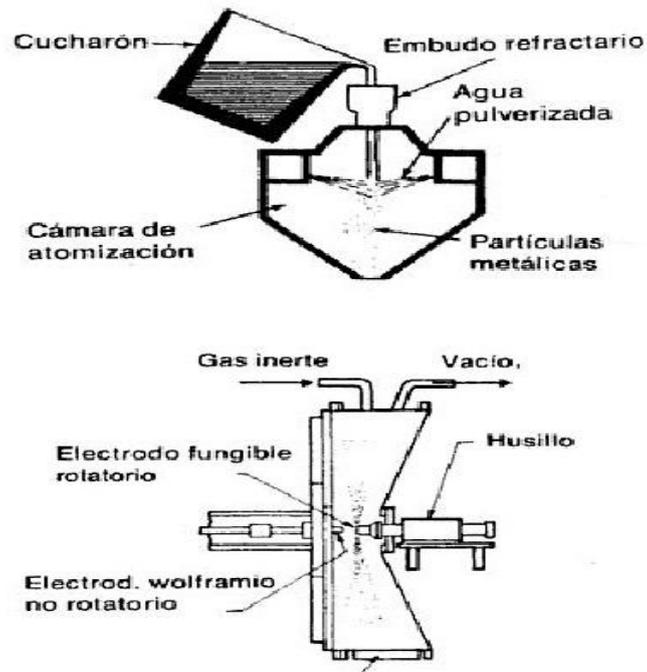
Los recubrimientos son utilizados para mejorar alguna(s) propiedades o cualidades de la superficie del sustrato, tales como aspecto, adhesión, características de mojado, resistencia a la corrosión, resistencia al desgaste, y resistencia a las rayaduras entre muchas otras. Los recubrimientos empleados en los procesos de proyección térmica pueden venir en forma de polvo, alambre o varilla.

De acuerdo a *Pawlowski, (2008)*, una de las principales ventajas al utilizar varillas y alambres es que las partículas fundidas son más homogéneas que las proyectadas a partir de los polvos, sin embargo presentan la desventaja de producir recubrimientos más porosos lo cual disminuye su uso, por lo que actualmente los polvos son más empleados en la industria, siendo importante conocer su proceso de manufactura.

Según *Mosquero H et al, (2000)*, la selección y aplicación de un polvo dependen del tipo de material y los objetivos que se quieran alcanzar, por esto, en la industria se eligen los polvos según su forma, tamaño y distribución de las partículas, además de su pureza, densidad, velocidad de flujo y compresibilidad. Hay gran variedad de procesos para producir polvos de metales. Entre los procesos más utilizados en la industria se tienen:

### 2.2.1 Atomización.

De acuerdo a *Rivera A et al, (2002)*, en este proceso, el metal fundido es separado en pequeñas gotas que luego son congeladas rápidamente antes de que entren en contacto entre ellas o con una superficie sólida, (**Figura 2.0**). El principal método para desintegrar la delgada corriente de metal fundido es el de someterla al impacto de fuertes flujos de gas (se usan comúnmente aire, nitrógeno y argón) o de líquido (normalmente agua). Variando diferentes parámetros del proceso se puede controlar el tamaño de las partículas. Esta técnica es utilizada en hierro, cobre, aceros, bronce, aluminio, plomo y cinc mayoritariamente.



**Figura 2.0** Proceso de atomización para la obtención de polvos metálicos.

### **2.2.2 Reducción en Estado Sólido o Reducción de Óxido.**

De acuerdo a *Rivera A et al, (2002)*, este proceso ha sido durante mucho tiempo el más utilizado para la producción de polvo de hierro; la materia prima seleccionada es macerada o triturada, mezclada con carbón y pasada por un horno continuo; este método crea una especie de esponja de hierro que después se tritura nuevamente, se separan los materiales no metálicos y se tamiza para producir el polvo; debido a que no se hace ningún refinamiento, la pureza del polvo depende de la pureza de la materia prima. Este es el único método práctico disponible para producir polvos de metales refractarios, como tungsteno y molibdeno, también es una técnica económica para producir polvos de hierro, níquel, cobalto y cobre.

### **2.2.3 Electrólisis.**

De acuerdo a *Rivera A et al, (2002)*, en la electrolisis el metal a pulverizar, que actúa como ánodo, se sumerge en tinas con un electrolito; mientras los tanques actúan como cátodos, el hierro o metal se mueve de los ánodos hacia los cátodos depositándose como un polvo fino que puede posteriormente utilizarse con facilidad. Es el método más adecuado para producir polvos muy puros, principalmente de hierro y cobre.

#### **2.2.4 Aleaciones Base Níquel.**

Dentro de las aleaciones más utilizadas a fin de minimizar el desgaste y la corrosión, son las aleaciones auto-fundentes NiCrBSi o aleaciones base níquel, aunque, una de las primeras aleaciones utilizadas para resistir el desgaste fueron las CoCr. Posteriormente, para incrementar la resistencia a la corrosión y a las altas temperaturas fueron introducidas las aleaciones NiCr (Simm et al, 1984; Su et al, 1997). Luego, fue añadido el carbono para favorecer la formación de carburos de cromo que son bastantes duros. También se le añadió boro y silicio a las aleaciones base níquel, ya que, esto mejoraba significativamente su procesamiento, especialmente en operaciones donde la fusión era requerida tal como en la soldadura, recubrimientos por fusión en horno (sinterizado) y rociado térmico. Esto es debido a que el boro ayuda a reducir el punto de fusión de estas aleaciones. Tratamientos térmicos posteriores también se ven favorecidos por el amplio intervalo líquido que caracteriza la solidificación de las aleaciones que contienen níquel y boro (Grigorescu et al, 1995). El silicio añadido a las aleaciones Ni-B incrementa considerablemente sus propiedades auto-fundentes ya que a altas temperaturas ambos elementos reaccionan con óxidos para formar borosilicatos de bajo punto de fusión lo cual además previene futuras oxidaciones de los elementos activos de la aleación.

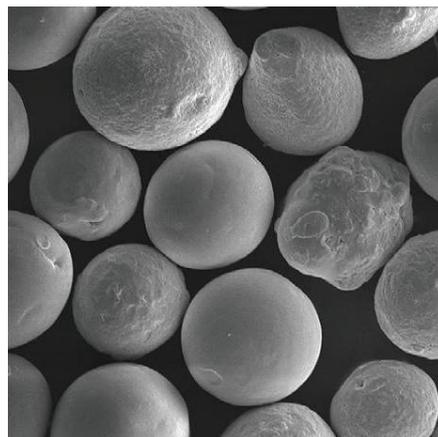
Las aleaciones multi-componentes basadas en níquel, boro, cromo y silicio fueron utilizadas en un principio como material de aporte para juntas soldadas que requerían de alta resistencia a elevadas temperaturas (Lugscheider, 1974). El hecho de que el boro, decrecía el punto de fusión del níquel y le otorgara la propiedad de auto-fundente era muy útil cuando se utilizaban polvos de esta aleación como material de aporte para soldar.

La mayoría de las investigaciones para el desarrollo de nuevas aleaciones base níquel, apuntan a un incremento en la dureza, resistencia al desgaste.

El recubrimiento utilizado en el presente trabajo, es un polvo metálico de base níquel, fabricado por la empresa Sulzer, y conocido comercialmente como Metco 16C-NS, dicho polvo posee una morfología esferoidal (**Figura 2.1**) y está compuesto de níquel, cromo, silicio, boro, cobre y molibdeno. El proceso de fabricación del Metco 16C-NS es a través de la atomización por gas, lo que permite obtener un producto más homogéneo y consistente.

El Metco 16C-NS está diseñado para ser aplicado mediante proyección térmica a través de proyección por plasma o por proyección HVOF, seguido de un proceso de fusión que se realiza muy a menudo de forma manual mediante un simple soplete de oxiacetileno, con la finalidad de desarrollar una microestructura totalmente densa, libre de óxidos y de porosidad. La adición de boro y silicio permite la fusión a baja temperatura y produce fases duras en la microestructura que mejoran la resistencia al desgaste, con dureza del recubrimiento en el intervalo de 653 a 746 HV.

El Metco 16C-NS, también es adecuado para la resistencia a la corrosión contra una variedad de ácidos y los medios acuosos.



**Figura 2.1** Morfología esferoidal del polvo Metco 16C-NS.

### **2.3 PROYECCIÓN TÉRMICA.**

De acuerdo a la investigación de *Díaz R et al, (2009)*, la proyección térmica engloba un grupo de procesos donde un material alimentado es calentado y proyectado como partícula individual en forma de gotas sobre una superficie. El equipo de proyección térmica genera el calor necesario mediante gases combustibles o arco eléctrico. Los materiales son calentados cambiando a plástico o fundido y son comprimidos y acelerados hacia el sustrato usando gas comprimido. Las partículas proyectadas impactan en el sustrato de superficie fría, aplastándose y formando placas delgadas, que aumentan superponiéndose partículas, adhiriéndose a las irregularidades de la superficie preparada y entre ellas mismas, produciéndose el recubrimiento de estructura laminar, que no es homogéneo y típicamente contiene cierto grado de porosidad y óxidos en el caso de proyección de metales.

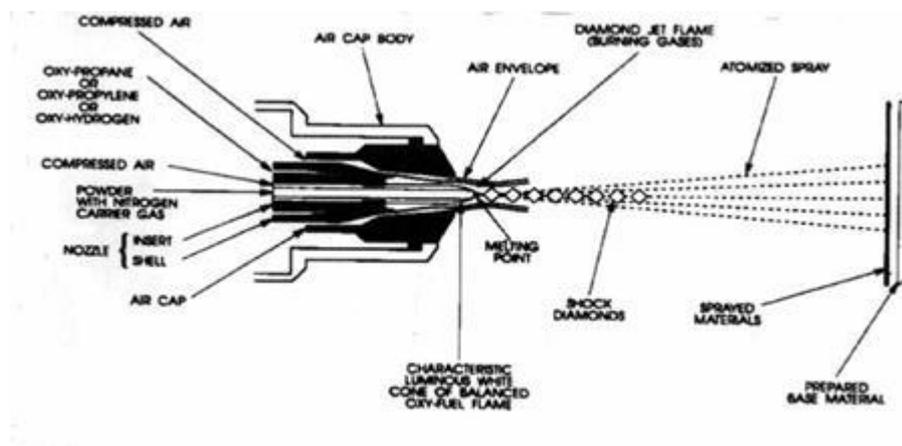
Los materiales de alimentación pueden ser metálicos, cerámicos, polímeros o una combinación de ellos en forma de polvos, alambres o barras; pueden aplicarse bajo condiciones atmosféricas normales o especiales. Los sistemas de proyecciones térmicas son tecnologías respetuosas con el medio ambiente, rápidas de aplicar, flexibles a nivel tecnológico y ventajoso en el tema de recubrimientos de espesores mayores de 100  $\mu\text{m}$ .

La unión entre el sustrato y el recubrimiento puede ser mecánica, química o metalúrgica o una combinación de ambas. El proceso para elevar la temperatura y fundir el material se alcanza químicamente (combustión) o eléctricamente (arco); con ello se consiguen mejoras sustanciales en la resistencia a la corrosión, la resistencia al desgaste y a las elevadas temperaturas. Las propiedades aplicadas al recubrimiento o capa dependen del material de alimentación, del proceso de proyección térmica, de los parámetros aplicados y del postratamiento.

### 2.3.1 Proyección Térmica HVOF.

Según *Díaz R et al, (2009)*, la proyección térmica HVOF, se basa en la combustión de un combustible, generalmente propano, propileno, gas natural, hidrógeno o keroseno y un comburente, oxígeno o aire, ambos a elevada presión. Debido a la expansión de los gases hacia el exterior de la cámara de combustión, se genera un haz que se encarga de acelerar las partículas que han sido introducidas dentro de él, (**Figura 2.2**).

El proceso minimiza el intercambio térmico y maximiza la cinética para producir recubrimientos realmente densos, con baja porosidad y alta adherencia al sustrato. Las partículas pueden llegar a alcanzar velocidades de 600 a 800 m/s que durante el impacto se transforman en energía térmica obteniéndose un recubrimiento de alta calidad.



**Figura 2.2** Muestra un dispositivo típico de proyección térmica HVOF.

El principal campo de aplicación de recubrimientos mediante HVOF radica en la mejora de resistencia a la abrasión y el desgaste. Algunos ejemplos de su aplicación son: componentes como las boquillas de chorro de agua de las herramientas de corte, industrias productoras de aluminio, válvulas y bombas en las aplicaciones petroquímicas y sellos mecánicos.

### **2.3.2 Ventajas y Desventajas de la Proyección Térmica HVOF.**

#### **2.3.2.1 Ventajas.**

- Utilizando el sistema HVOF es posible minimizar el oxígeno contenido y mejorar las propiedades del recubrimiento
- Se consiguen recubrimientos de sistemas metálicos y materiales tipo cermet con muy baja porosidad, buena resistencia a la oxidación y buena adherencia.
- Adecuación de amplia gama de materiales base
- Tamaño ilimitado de piezas a recubrir
- Optimización de parámetros (influyen en las propiedades de los recubrimientos)
- Posibilidad de mayores espesores y menor volumen de residuos entre otros.

#### **2.3.2.2 Desventajas.**

- Frágil y baja resistencia a la falla
- Requiere un cuidadoso control de calidad
- Se requiere de un disco de diamante para su maquinado cuando se utiliza WC.
- Las temperaturas que pueden alcanzarse dependen del tipo de combustible utilizado, de forma que dependiendo del material que se necesita utilizar para el revestimiento, se debe utilizar también el combustible que permita alcanzar la temperatura de combustión necesaria para la fusión de las partículas de revestimiento.

- Los procedimientos HVOF tampoco son los más adecuados para materiales con bajo punto de fusión porque los procesos de combustión de baja temperatura que se requieren son muy poco estables y tienden a interrumpirse durante el proceso de recubrimiento.

### **2.3.3 Proyección Térmica por Plasma.**

Según lo señalado por *Borga Alberto et al (2009)*, en su trabajo, en un proceso de proyección térmica por plasma, un gas inerte, normalmente argón, fluye por un ánodo convergente divergente de cobre enfriado con agua. La corriente continua aplicada entre este ánodo y un cátodo, normalmente hecho de wolframio, provoca la formación de un arco eléctrico que calienta e ioniza el gas.

Las temperaturas del chorro de plasma y de las partículas proyectadas son muy superiores que en los procesos de combustión, pero las velocidades no son tan elevadas. Por estas razones con esta tecnología se proyectan materiales de elevado punto de fusión.

En la proyección térmica por plasma se generan elevadas temperaturas en un arco eléctrico de tal forma que se permita la proyección de polvos de alta temperatura de fusión

Este procedimiento se utiliza en piezas sometidas a elevadas temperaturas como pueden ser los elementos de una turbina de gas (alabes), válvulas de automóviles, etc.

Es fundamental una correcta elección del gas plasmogeno para optimizar el rendimiento de deposición del recubrimiento

## **2.3.4 Ventajas y Desventajas de la Proyección Térmica por Plasma.**

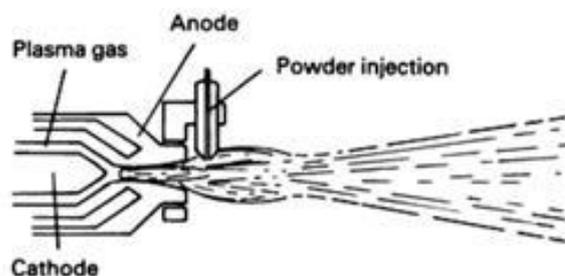
### **2.3.4.1 Ventajas.**

- Elevada fuerza de unión y buena compactación debido a alta velocidad de partículas rociadas.
- Generación de calor eficiente, debido a los procesos de disociación e ionización, proporcionando un calentamiento muy efectivo del material a fundir.
- Se minimiza la oxidación ya que la fuente de calor es inerte
- Las grandes temperaturas generadas por el arco del plasma permiten la proyección de materiales con elevados puntos de fusión (materiales refractarios, materiales cerámicos).

### **2.3.4.2 Desventajas.**

- Aplicación de recubrimiento en grandes extensiones superficiales puede disminuir la consistencia y la uniformidad del revestimiento.
- La proyección tiende a producir revestimientos porosos, especialmente cuando se utilizan altas velocidades. La porosidad disminuye con la proyección en vacío y con la disminución en la granulometría del polvo.
- Los depósitos realizados pueden contener productos originados de la oxidación, junto a alguna porosidad debida a la fusión incompleta.

La **Figura 2.3**, muestra un dispositivo que consta de dos electrodos; un cátodo en forma cónica situado en el interior de un ánodo cilíndrico, el cual se extiende más allá de cátodo, formando una boquilla en su extremo.



**Figura 2.3** Dispositivo de dos electrodos de proyección térmica por plasma.

#### **2.4. TRATAMIENTO TÉRMICOS POSTERIORES.**

El tratamiento térmico, es en algunos casos una forma de mejorar la calidad del recubrimiento, especialmente en las aleaciones auto-fundentes. Durante el rociado térmico, el material de alimentación se aproxima a su temperatura de fusión, ablandándose, deformándose y aplastándose luego con el impacto contra el sustrato. Sin embargo, quedan muchos intersticios entre las partículas del recubrimiento llamados poros (*Cadenas, Pedro, 2002*).

Los recubrimientos producidos por rociado térmico son naturalmente porosos puede variar de 1 a 15%, dependiendo del tipo de proceso empleado. Con la finalidad de disminuir esta porosidad, se le realizan tratamientos térmicos posteriores a estos recubrimientos, ya que estos, producen una densificación de los mismos, eliminando una cantidad considerable de poros (*García y Redden, 1998*).

Un apropiado uso de la técnica del tratamiento térmico es importante para obtener recubrimientos, con características óptimas. Por ejemplo, si el depósito es calentado por debajo del punto de fusión, el tratamiento resulta incompleto, resultando una pobre adherencia y un nivel de porosidad indeseable. Un calentamiento por encima del punto de fusión, podría producir una fase líquida del depósito, originándose un derrame del recubrimiento y una posible disolución del metal base.

Por eso, debe evitar excesivo calentamiento, ya que esto, puede causar que se agoten los sílices y boros de la aleación, creando una escoria dentro del recubrimiento. Algunas aleaciones poseen un alto rango de temperaturas que las mantiene en estado viscoso, estas aleaciones permiten un fácil proceso de fusión y presentan una baja tendencia a la formación de escoria (*Cadenas, Pedro, 2002*).

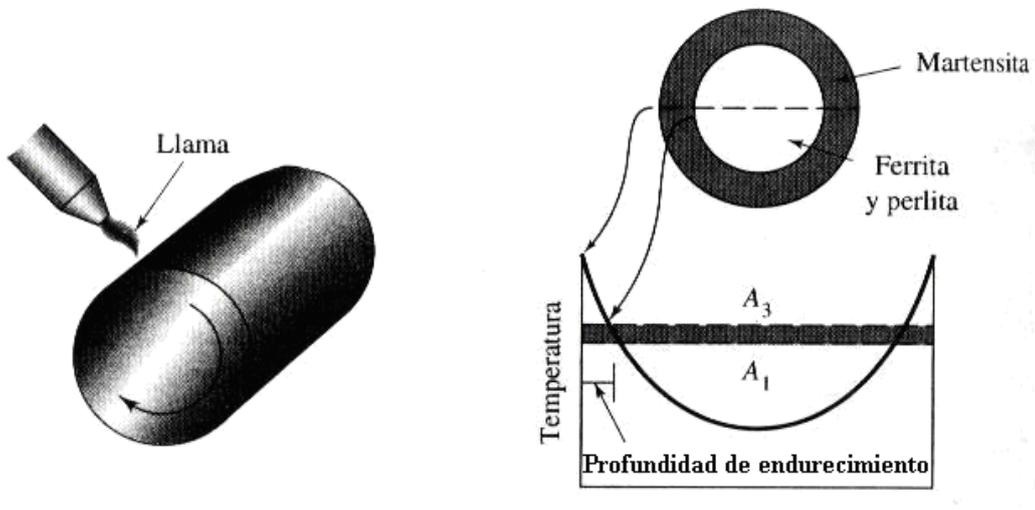
Endurecer los recubrimientos mediante la adición de partículas de carburos o boruros ha dado buenos resultados, sin embargo, algunos problemas propios de los procesos de deposición, tales como: porosidad, ausencia de enlace metalúrgico, distribución no uniforme de las fases entre otras, se presentan a pesar de las novedosas técnicas de deposición. Estos problemas se han tratado de resolver aplicando tratamientos térmicos posteriores (*Lugscheider, 1993*), los cuales son perfectamente factibles en las aleaciones auto-fundentes base níquel, ya que, la fase líquida suele aparecer entre los 900 y 1000 °C. Los tratamientos térmicos posteriores mejoran considerablemente la dureza y la resistencia al desgaste de estas aleaciones (*Shie, 1993*), también disminuyen la porosidad y promueven un enlace metalúrgico con el sustrato (*Guo, 1995*).

El calentamiento del recubrimiento para realizar el tratamiento térmico se puede producir mediante diferentes procesos. Uno de los más utilizados es la fusión con antorcha o de llama oxiacetilénica, el cual utiliza oxiacetilénico u oxipropano como combustible. También se utilizan otros procesos para el calentamiento del recubrimiento para realizar los tratamientos térmicos posteriores como son: en horno eléctrico, con laser, implementación iónica, nitruración y por inducción.

### 2.4.1 Tratamiento Térmico por la Llama.

Este proceso es también conocido como “shorter process”, “shortering”, “flameado”, se emplea para endurecer superficialmente ciertas piezas de acero, que por su forma o dimensiones, no pueden ser endurecidas por otros métodos, se puede utilizar la llama de oxiacetileno, gas del alumbrado, gas natural y otros gases derivados del petróleo y de la gasolina. El temple por llama oxiacetilénica es el más utilizado.

El procedimiento consiste en calentar la superficie con una llama oxiacetilénica, hasta producir un brillo vidrioso o glaseado característicos de estas aleaciones cuando se encuentran en el rango líquido – sólido (760 – 870 °C). La antorcha debe moverse de un extremo a otro de la pieza a la velocidad constante (**Figura 2.4**), lo suficientemente lenta para que el calor se trasmita uniformemente para prevenir la formación de escorias y finalmente se debe dejar enfriar rápidamente.



**Figura 2.4** Temple superficial mediante flama.

El temple oxiacetilénico es muy utilizado en el caso de piezas grandes, que por su volumen no pueden introducirse en los hornos de temple, además, empleando este sistema se puede endurecer, si se desea, solo la parte superficial de las piezas, sin afectar las propiedades del núcleo.

Cuando se utiliza este método para templar piezas de gran tamaño las deformaciones que se producen son muy pequeñas. Este procedimiento es muy útil cuando se desea endurecer sólo determinadas zonas.

Aunque puede emplearse el procedimiento oxiacetilénico para templar todos los aceros de más de 0.30% de carbono, no se suelen utilizar contenidos de carbono superiores a 0.60% por el peligro de que se desconchen las capas duras. Sin embargo, cuando además de la dureza superficial, interesa que el núcleo quede con características relativamente elevadas, deben utilizarse aceros aleados.

En la **Tabla 2.0** se proporciona una lista de algunos de los aceros más empleados para el temple por llama oxiacetilénica y las durezas que con ellos se pueden conseguir.

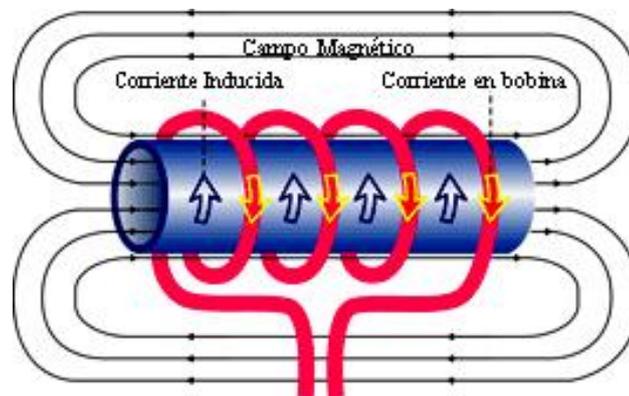
<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>	<b>Rockwell C</b>
<b>0.35</b>	<b>0.80</b>	<b>0.25</b>	<b>53</b>
<b>0.35</b>	<b>1.45</b>	<b>0.30</b>	<b>55</b>
<b>0.46</b>	<b>0.68</b>	<b>0.18</b>	<b>59</b>
<b>0.48</b>	<b>0.69</b>	<b>0.30</b>	<b>60</b>
<b>0.55</b>	<b>0.74</b>	<b>0.22</b>	<b>62</b>
<b>1.00</b>	<b>0.30</b>	<b>0.26</b>	<b>63</b>

**Tabla 2.0** Aceros más empleados para el temple por llama oxiacetilénica.

## 2.4.2 Tratamiento Térmico por Inducción.

Este procedimiento se utiliza para endurecimiento superficial de pequeñas piezas de acero, por temple de su zona periférica. El calentamiento por corriente de alta frecuencia se efectúa en muy pocos segundos, pudiéndose además si se desea, localizar el tratamiento en zonas muy limitadas.

Las piezas se colocan en el interior de una espira o conjunto de espirales de forma apropiada, a través de la cual se hace pasar una corriente eléctrica de alta frecuencia que calienta las piezas a temperaturas elevadas como se aprecia en la **Figura 2.5**, luego, se enfría rápidamente con una ducha de agua o introduciéndolas en recipientes de agua o aceite. Las espirales están constituidas por un tubo de cobre refrigerado interiormente por agua. La corriente eléctrica crea en el interior de las espirales un campo magnético alternativo, que a su vez da lugar a corrientes eléctricas alternativas de alta frecuencia en las piezas, que son suficientes para calentar el acero.



**Figura 2.5** Temple superficial mediante inducción.

### **2.4.3 Tratamiento Térmico por Laser.**

El calentamiento con laser o haz de electrones (*Brossa, 1992*), es otra de las técnicas post recubrimiento, la cual mejora el control del calentamiento y de fusión, ya que, puede generar sobre zonas puntuales temperaturas precisas a profundidades específicas del recubrimiento, minimizando la influencia térmica con el sustrato. Dentro de sus ventajas se incluyen, reducción de la porosidad, incremento de la resistencia de enlace entre las partículas rociadas, mejor acabado superficial, distribución uniforme de las fases.

### **2.4.3 Otros Tratamiento Térmicos.**

Existen otros tratamientos térmicos como los realizados al horno, entre los cuales se encuentran: al vacío o atmósfera inerte y plasma. En los cuales se tiene la ventaja de controlar el calentamiento, el enfriamiento y la atmósfera; lo cual trae como consecuencia un mejor control en la homogeneidad, densidad y porosidad de los recubrimientos. Sin embargo, debido a la necesidad de una limpieza exhaustiva de las superficies de las piezas, no son usados comúnmente, ya que se incrementa los costos.

El tratamiento térmico posterior por llama oxiacetilénica, es el utilizada en el presente trabajo debido a sus bajos costos y que resultan los recubrimientos con mayores dureza, resistencia al desgaste, baja porosidad, alta resistencia adhesiva y cohesiva (*Rodríguez, 2002*)

## **2.5 PROPIEDADES FÍSICAS DE LOS RECUBRIMIENTOS APLICADOS POR PROYECCIÓN TÉRMICA.**

La microestructura de un material se define como el conjunto de granos o cristales observados generalmente por medio de un microscopio óptico.

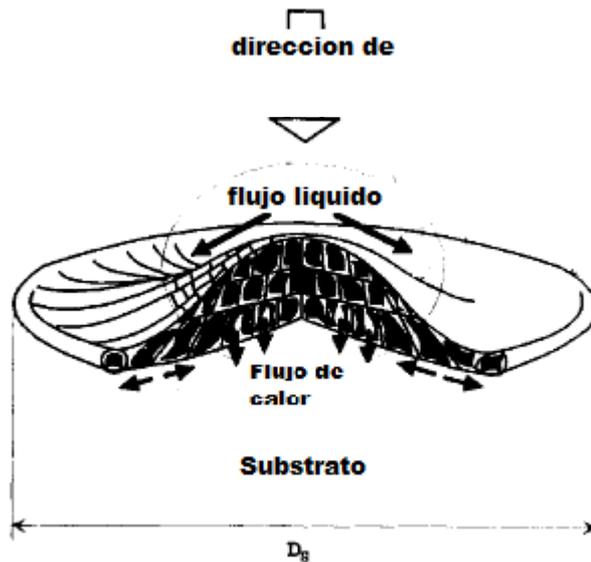
Según *González Andrés, 2008*, indica que la investigación de la microestructura es un paso intermedio y necesario entre el procesamiento de los recubrimientos y el logro de buenas propiedades para una determinada aplicación. La descripción completa de la microestructura de un recubrimiento debería contener la siguiente información:

- Composición química a nivel macro y micro.
- Morfología de las partículas fundidas y su orientación.
- La distribución de las características anteriores a diferentes profundidades del recubrimiento.

Las características microestructurales de un recubrimiento aplicado por proyección térmica, determinan las propiedades del mismo y además estas abarcan la estructura de: partículas laminares, partículas no fundidas o resolidificadas, poros, inclusiones de óxidos, fases, grietas e interfases de enlace. Así estos recubrimientos constan de una estructura densa y resistente, altamente anisotrópica, consistente en la unión de partículas fundidas en forma laminar (“splats”) que se orientan paralelamente a la superficie del sustrato y otra que consta de los espacios vacíos o poros y las grietas interlaminares presentes en éste.

### 2.5.1 Splat o partícula fundida en forma laminar.

Para *González Andrés, 2008*, “Splat” es un término dado a la estructura aplanada que se obtiene cuando las partículas proyectadas golpean al sustrato como se muestra en la **Figura 2.6**. Muchas de estas láminas se traslapan y se adhieren unas con otras, solidificándose y formando el recubrimiento. Así, es como el Splat, es la estructura básica de la construcción de un recubrimiento depositado por proyección térmica que son creadas cuando las partículas son fundidas y aceleradas e impactan en una superficie preparada. Las gotas fundidas que llegan son generalmente esféricas, y al impactar con la superficie del sustrato se extienden y llenan los intersticios subyacentes (espacios). Si estos intersticios no son llenados quedan espacios entre las laminillas, lo que se va a convertir en poros que van a hacer parte del recubrimiento.



**Figura 2.6** Partícula de splat.

La forma de las laminillas en la microestructura de un recubrimiento es un indicativo del grado de fusión logrado por las partículas. En el proceso de proyección térmica, cuando la velocidad de las partículas aumenta y/o la viscosidad disminuye entonces el grado de esparcimiento de las laminillas se incrementa. Esto refleja aparentemente, que un alto aplanamiento de las partículas formará un recubrimiento con baja rugosidad superficial, mientras que un bajo aplanamiento de las partículas formará un recubrimiento con una alta rugosidad. Cuando la velocidad y temperatura de la partícula aumentan, el grado de aplanamiento de las partículas incrementa. Con todo lo anterior, establece que el grado de aplanamiento y de fusión de las partículas laminares (splats) en los recubrimientos determina la cohesión, porosidad y subsecuentes propiedades del recubrimiento. Otro efecto que tiene las partículas cuando impactan contra el sustrato, es que durante su solidificación y posterior enfriamiento, la partícula experimenta múltiples esfuerzos que afectan la adhesión entre ellas y por ende la integridad estructural del recubrimiento. Además, estos esfuerzos se pueden convertir en esfuerzos residuales que va a influir en las propiedades mecánicas, tribológicas, a la corrosión y a la fatiga del recubrimiento. Los procesos de aplicación se caracterizan por calentar y proyectar el material y luego impactar las partículas fundidas o semifundidas formando laminillas por la solidificación y apilación de éstas sobre el sustrato. Estas pequeñas partículas se solidifican rápidamente debido a que chocan con una gran masa y área del sustrato y el calor es liberado rápidamente transfiriéndolo a éste y al ambiente. Un claro ejemplo son las altas velocidades de solidificación para los metales que están entre de 105 a 108 °C/s. En la mayoría de los recubrimientos, las propiedades son las mismas en los planos  $x - y$ , paralelos a la superficie del sustrato. Sin embargo, en el plano  $z$ , perpendicular a la superficie del sustrato, las propiedades varían significativamente con respecto a las propiedades de los planos  $x - y$ , por lo que se considera que su comportamiento es anisotrópico.

### **2.5.2 Porosidad.**

*González Andrés, 2008*, explica que la porosidad es otra característica importante que influye fuertemente en las propiedades finales del recubrimiento. En la mayoría de casos es considerada perjudicial por disminuir las propiedades, sobre todo las propiedades mecánicas. En la microestructura de los recubrimientos, las laminillas que no tienen una totalidad de contacto entre ellas mismas, forman regiones de no contacto, que según *Lima R, 2001*, son poros físicamente reducidos, poros con tamaños aproximadamente entre 0.01-0.1  $\mu\text{m}$  y con áreas reales de contacto de un 20%. De acuerdo a esto, estos poros reducidos y los poros que forman las laminillas (splats) van a influir como concentradores de esfuerzos y van a ocasionar en el recubrimiento que las propiedades mecánicas disminuyan, es por eso que es muy importante controlar o poder disminuir el porcentaje de poros y aumentar el área real de contacto de las laminillas para obtener buenas propiedades mecánicas. Esto quiere decir, que hay una influencia de los factores microestructurales en las propiedades mecánicas del recubrimiento, donde el comportamiento mecánico es determinado por el grado de contacto entre las laminillas o por la fuerte cohesión que tengan estas laminillas y por la adhesión entre las laminillas con el sustrato.

Con respecto a la influencia en otras propiedades, la porosidad crea una pobre cohesión entre los splats que permite tasas de desgaste y de corrosión más altas. La pobre cohesión entre las partículas o laminillas conduce a un prematuro agrietamiento, delaminación y descascaramiento del recubrimiento. Una porosidad abierta puede interconectar el medio circundante con el sustrato, permitiendo que sustancias corrosivas ataquen no sólo al recubrimiento sino también al sustrato. También, la porosidad disminuye la dureza y contribuye a un pobre acabado superficial, así disminuirá la resistencia al desgaste de recubrimientos sometidos a estas condiciones y generará fragmentos de este que comenzarán a actuar como agentes abrasivos, incrementando así las tasas de desgaste. Para evitar esto, en muchas aplicaciones, la superficie dejada por el proceso de aplicación debe ser rectificadas antes de ponerlo en servicio.

### **2.5.3 Inclusiones de Óxidos**

Las inclusiones de óxidos se producen en recubrimientos metálicos y generalmente tienen aspecto de fases oscuras, son alargados y se encuentran orientados paralelamente a la interfaz con el sustrato. Los óxidos son producidos por la interacción entre partícula/atmósfera y/o el calor de la superficie del recubrimiento durante su aplicación. La interacción de las partículas calientes con su ambiente circundante, generalmente aire, conduce a películas del óxido y/o películas de nitruros (en el caso de los recubrimientos depositados por plasma) en superficie de la partícula. Si hay demasiada concentración de óxidos conectados, estos pueden interferir con la cohesión entre las laminillas conduciendo a la disminución de la fuerza cohesiva de la capa.

## **2.6 PROPIEDADES MECÁNICAS DE RECUBRIMIENTOS APLICADOS POR PROYECCIÓN TÉRMICA.**

### **2.6.1 Dureza.**

Según *Gómez Maryory, 2005*, la dureza es una medida de la resistencia de un material a la deformación permanente. Por ejemplo, en metalurgia dureza es la resistencia de un material a ser penetrado; mientras que en mineralogía es la resistencia al rayado. Las pruebas de dureza son un método de inspección muy común, que se utilizan para conocer las propiedades mecánicas de un material, debido a la relación que existe entre la dureza y otras propiedades mecánicas del material. Entre la medida de dureza y la prueba de tracción que mide la resistencia de un material al ser estirado o comprimido, su módulo elástico, su límite elástico y su tenacidad, los resultados pueden ser paralelos uno del otro; pero la dureza es una prueba de más simple aplicación y relativamente no destructiva.

Para *González Andrés, 2008*, dependiendo de la forma de medirla, la dureza tiene significados, escalas y unidades distintas. Los ensayos de dureza en general, se clasifican en tres categorías principales: indentación estática, rayado, y rebote. Entre estos tres ensayos de dureza, el ensayo de indentación estática es el método más usado y mejor establecido y es el que se realiza en la presente investigación.

Los ensayos de dureza estática más usados son *Vickers, Brinell, Berkovich, Knoop, y Rockwell* por enunciar algunos de los más utilizados. Todos estos ensayos consisten en empujar o penetrar un indentador de una geometría dada y un tipo de material, como una esfera, un cono, o una pirámide fabricada de acero, WC o diamante, contra una superficie plana de un sólido. Para medir la dureza mediante estos métodos se aplica una carga controlada ( $P$ ) sobre un material a través del indentador (penetrador) que tiene una geometría determinada. Para obtener el valor de dureza bajo este parámetro se usa un conjunto de expresiones que en principio se vinculan con el ensayo, ya que, son altamente dependiente de la geometría de contacto, sin embargo estas pueden ser representadas de acuerdo a la simplificación que se presenta en la **Ecuación 1.1**, que relaciona la carga aplicada  $P$  con el área de contacto o el área proyectada dejada por la huella.

$$H = \alpha \frac{P}{d^2} \quad \text{Ec. 1.1}$$

En donde  $d$  es la longitud característica de la huella dejada por la indentación,  $\alpha$  un factor de geometría del indentador. Para la indentación *Vickers, Berkovich, Rockwell y Brinell* el índice  $\alpha$  está relacionado con la superficie real de contacto y para la indentación *Knoop* con la superficie proyectada de contacto. Sin embargo, hoy en día existe la tendencia al uso del área proyectada, debido a que tiene el significado físico de la presión media de contacto. Es claro que el

estudio de la huella es lo que nos permitirá obtener el valor de dureza, que se calcula mediante la **Ecuación 1.2**.

$$H = \frac{P_{max}}{A_{proy}} \quad \text{Ec. 1.2}$$

Donde  $P_{max}$  es la carga a profundidad máxima y  $A_{proy}$  es la proyección del área de contacto. En función de esta carga aplicada o profundidad de penetración se pueden diferenciar tres tipos de escalas: macroindentación, microindentación y nanoindentación. Existen diferentes criterios para determinar el intervalo de cada una de ellas. En la **Tabla 2.1**, mostrada se representa la clasificación más usual utilizada para los tres tipos de escalas de indentación.

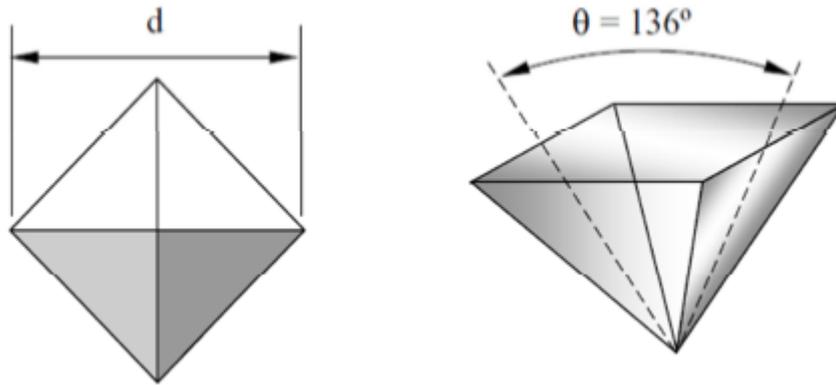
<b>Escala de Indentación</b>	<b>Cargas (N)</b>	<b>Profundidad (micras)</b>
Macro	2-30.000	
Micro	Menor a 2	Mayor de 2
Nano		Menor de 2
<b>Escala de Indentación</b>	<b>Cargas (N)</b>	<b>Profundidad (micras)</b>
Macro	2-30.000	
Micro	Menor a 2	Mayor de 2
Nano		Menor de 2

**Tabla 1.1** Rango de las diferentes escalas o técnicas de indentación en función de la carga y la profundidad de la huella

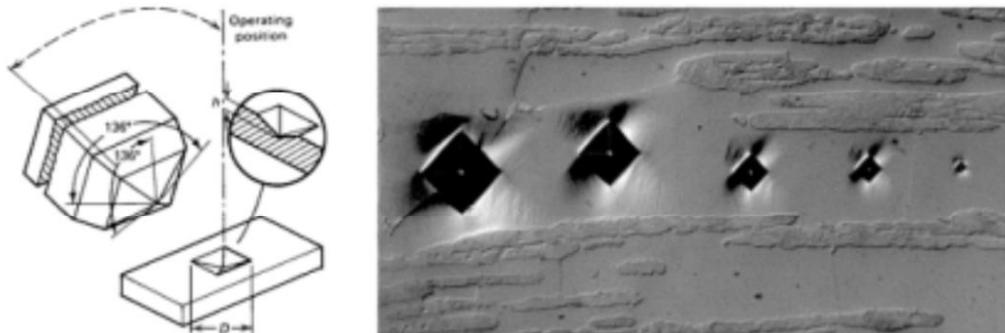
La microindentación es un subgrupo de los ensayos de dureza, que es particularmente sensible a las propiedades mecánicas cerca de la superficie indentada, debido a que la fuerza aplicada sobre el material es muy baja (menor a 1 Kgf). Esta característica hace que la microindentación sea una importante herramienta para determinar las características superficiales de los materiales, especialmente, cuando poseen tratamientos térmicos y recubrimientos. El propósito del ensayo de microindentación es obtener un valor numérico que va a distinguir entre la capacidad relativa del material a resistir una penetración controlada por un tipo de indentador, el cual es más duro que el material que se está ensayando. Los valores numéricos obtenidos por las técnicas de microindentación representan la dureza relativa (respecto al tipo de indentador y condiciones del ensayo) y dependen de una combinación de sus propiedades (Por ejemplo, módulo elástico, esfuerzos de compresión, propiedades mecánicas, anisotropía y otras) que interactúan bajo el estado de esfuerzos impuesto por el indentador. Las dos técnicas de microindentación más utilizadas son *Vickers* y *Knoop*. La técnica de microindentación *Vickers*, nació en 1925 y continúa siendo el más utilizado en la actualidad a nivel industrial para determinar la dureza de los materiales más que la *Knoop*. El indentador de diamante Vickers tiene la forma de una pirámide de base cuadrada con un ángulo apical de 136° entre las caras (ángulo de aristas 148°) **Figura 2.7**, este es forzado a penetrar la superficie de la muestra a ensayar, como se observa en la figura. Luego, la carga se aplica suavemente, sin impacto, y se mantiene por 10 o 15 segundos. La calidad física del indentador y la exactitud de la carga aplicada (definida en la Norma ASTM E384) se debe controlar para conseguir los resultados correctos. Después de que se quite la carga, las dos diagonales de la huella se miden, generalmente con un micrómetro filar, cuya sensibilidad sea del orden de 0,1 μm, y después se hace un promedio. La dureza de Vickers (Hv) es calculada por la **Ecuación 1.3**.

$$Hv = 1854.4 \frac{P}{d^2} \quad \text{Ec. 1.3}$$

Donde  $P$  es la carga en gramos fuerza y  $d$  es la diagonal de la huella de la indentación en micras.



**Figura 2.7** Indentador de diamante Vickers con forma de una pirámide de base cuadrada con un ángulo apical de  $136^\circ$  entre las caras (ángulo de aristas  $148^\circ$ ).



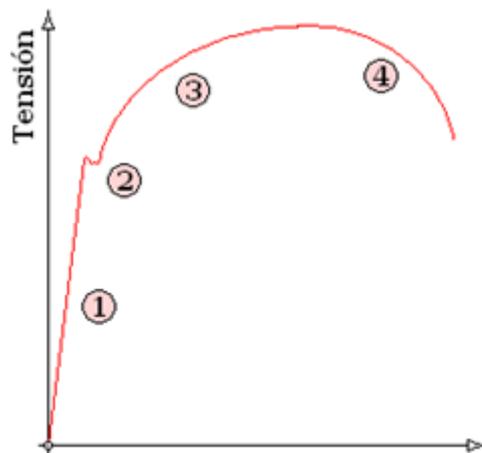
**Figura 2.8** Huella del indentador de diamante Vickers.

La técnica de microindentación Vickers ha comenzado a ser un paso necesario en la investigación de las propiedades mecánicas de los recubrimientos depositados por proyección térmica. La muestra para el ensayo Vickers debe estar preparada metalográficamente a un acabado superficial de pulido. La mayoría de las medidas son hechas en la sección longitudinal y puede ser observada la huella mediante microscopía óptica, aunque también es posible hacer medidas en la sección transversal, de acuerdo con el interés del ensayo.

Para el caso específico de los recubrimientos depositados mediante proyección térmica es importante tener en cuenta que estos generalmente poseen un comportamiento anisotrópico, generalmente son más duros en la dirección perpendicular a su superficie (medidas en la sección transversal) que en la dirección paralela a la superficie del recubrimiento (medida en la sección longitudinal), por lo que los resultados de ambas direcciones no pueden ser comparados. Por otra parte, el espesor de los recubrimientos debe ser al menos diez veces más grueso, que la profundidad dejada por la indentación Vickers.

### **2.6.2 Modulo de Elasticidad.**

La tensión y la deformación que experimentan un material ante una carga están relacionadas y definen el comportamiento mecánico del material. Colocando en el eje de ordenadas la tensión que se genera y en el de abcisas la deformación correspondiente podemos representar la curva tensión/deformación (T/D), **Figura 2.9**. En ella se representa la tensión y la deformación que sufre un material cuando está siendo sometido a una carga progresivamente mayor hasta su fractura.



**Figura 2.9** Curva de tensión/deformación (T/D).

Se distinguen cuatro zonas:

- Zona 1: Deformación Elástica
- Zona 2: Fluencia
- Zona 3: Deformación Plástica
- Zona 4: Estricción

Según *Rocío Hermida Lorenzo, 2008*, el estudio sobre el módulo elástico se realiza en la zona 1. En esta zona, si se retirase la carga el material volvería a su longitud inicial. Además las tensiones son proporcionales a los alargamientos unitarios y esto se expresa con una ecuación analítica que constituye la ley de Hooke:

$$\sigma = E \cdot \varepsilon \qquad \text{Ec. 1.4}$$

Donde  $\sigma$  representa la tensión normal,  $\epsilon$  las deformaciones unitarias y E el módulo de elasticidad.

Por tanto, podemos definir el módulo de elasticidad como la pendiente de la curva tensión-deformación en la zona elástica (zona 1) ver **Figura 2.9**. Es, por tanto, una medida de la rigidez del material, esto es su resistencia a la deformación elástica. El modulo de Young es diferente para cada material. En la siguiente tabla se recogen los valores de los materiales de mayor utilización:

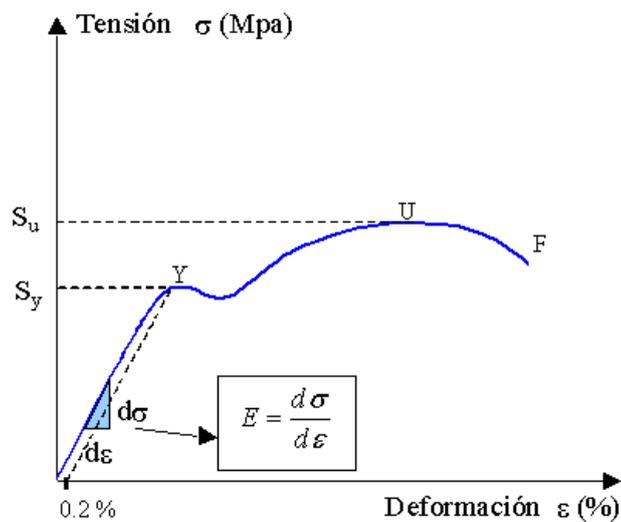
<b>Material</b>	<b>E(GPa)</b>
Cuarzo	310
Acero inoxidable	200
Cobre	110-120
Bronce	110
Latón	105
Aluminio	70
Granito	50
Hormigón	25-30
Madera	11-14

**Tabla 2.2** Materiales de mayor utilización.

Normalmente el modulo elástico se obtiene mediante el ensayo de una probeta cilíndrica de dimensiones específicas sometida a tracción, donde se obtiene la curva Tensión-Deformación hasta la fractura de la probeta **Figura 2.10**. Sin embargo para el estudio del módulo de elasticidad en recubrimientos se imposibilita realizar este ensayo, debido a que el espesor de los recubrimientos alcanza pocas décimas de milímetro, por lo que se hace necesario emplear ensayos de indentación instrumentados lo cuales ofrecen una alternativa para la determinación de dicha propiedad.

En estos ensayos se registra la evolución de la carga aplicada por un indentador, P, en función de la profundidad de penetración dentro del material, h, tanto en la etapa de carga como de descarga,

En la presente investigación se empleara el ensayo de indentación Knoop y el modelo de Marshall para el cálculo del modulo de elasticidad.



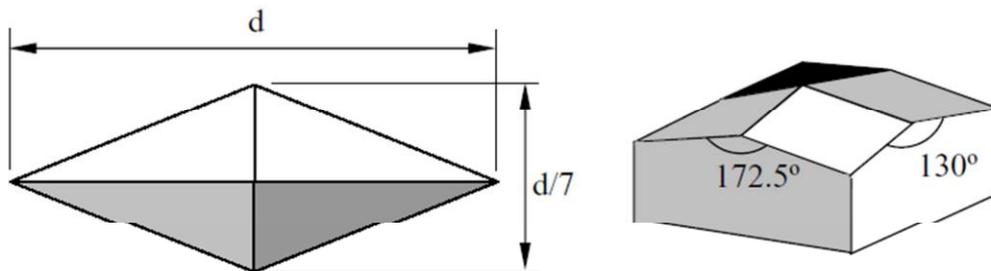
**Figura 2.10** Curva Tensión-Deformación hasta la fractura de la probeta.

Según la investigación de *Gómez Maryory et al (2005)*, el indentador Knoop es similar al indentador Vickers, excepto que la pirámide de diamante tiene diagonales de longitud desigual, resultando en una impresión que tiene una diagonal con una longitud siete veces la diagonal más corta. Los ángulos para las caras opuestas del indentador Knoop son  $172.5^\circ$  y  $130^\circ$ , **Figura 2.11**. El hecho que una diagonal sea mayor facilita la visualización al microscopio y la medida del tamaño de la impresión.

El indentador Knoop es particularmente útil para el estudio de materiales altamente frágiles debido a que permite visualizar una profundidad más pequeña de penetración y por tanto una carga de indentador inferior. La dureza Knoop es calculada así, mediante la siguiente ecuación:

$$HK = \frac{(2P)}{d^2 \left[ \cot \frac{172,5^\circ}{2} \tan \frac{130^\circ}{2} \right]} \quad \text{Ec. 1.5}$$

La longitud  $d$  (mm) de la diagonal más larga es usada para determinar el área de la impresión, **Figura 2.11**,  $P$  es la fuerza aplicada.



**Figura 2.11** Ángulos para las caras opuestas del indentador Knoop.

Por otra parte tenemos el modelo propuesto por Marshall el cual permite calcular el modulo de elasticidad basándose en la recuperación elástica sobre la superficie en la diagonal menor de la huella mediante indentación Knoop después de retirar la carga. Con una serie de estudios en teoría de elasticidad planteados en un principio por Timoshenko, Marshall estableció que la relación  $b'/a'$  está directamente asociada con la relación  $H/E$  donde  $H$  es la dureza Vickers y  $E$  es el módulo de elasticidad y de donde se deducen de forma semi-empírica la ecuación siguiente:

$$\frac{b'}{a'} = \frac{b'}{a} = \frac{b}{a} \frac{\alpha H}{\left(\frac{b}{a} - \frac{b'}{a'}\right)} \quad \text{Ec. 1.6}$$

Donde  $a'$  y  $b'$  son las diagonales mayor y menor después de retirar el indentador, respectivamente. Luego tenemos que  $a=a'$  ya que se desprecia el cambio de la longitud mayor de la huella después de retirar la carga,  $b/a$  es una relación constante entre las diagonales del indentador la cual es  $1/7.11$  y el termino  $\alpha$  es una constante encontrada en forma empírica por Marshall la cual posee un valor de  $0.45$ , finalmente se procede a despejar el módulo elástico  $E$  obteniendo la siguiente ecuación:

$$E = \frac{\alpha H}{\left(\frac{b}{a} - \frac{b'}{a'}\right)} \quad \text{Ec. 1.7}$$

### 2.6.3 Tenacidad de Fractura.

La tenacidad a la fractura caracteriza la resistencia de un material a la propagación de las grietas. Esta resistencia es una propiedad específica del material y es igual a una energía crítica por unidad de área (llamada GIC) necesaria para propagar una grieta. La tenacidad a la fractura KIC es relacionada con GIC por la ecuación.

$$K_{IC} = \frac{G_{IC}E}{1 - \nu^2} \quad \text{Ec. 1.8}$$

Donde  $E$  y  $\nu$  son el Módulo de Young y la relación de Poisson, respectivamente. El índice I es adicionado para mostrar que el esfuerzo aplicado es de tensión y hace propagar la grieta por modo abierto. El esfuerzo de fractura para materiales frágiles depende de GIC siguiendo la conocida ecuación de Griffith:

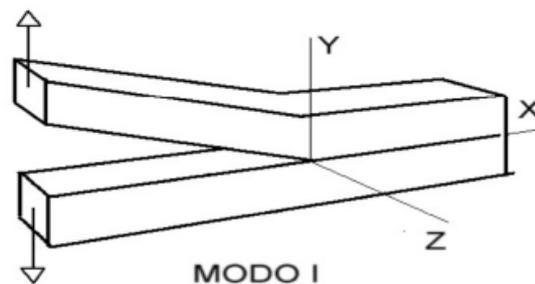
$$\sigma_f = \left( \frac{E G_{IC}}{\pi l} \right)^{0,5} \quad \text{Ec. 1.9}$$

Donde  $l$  es la longitud de la grieta que inicia la fractura. Los materiales poseen defectos como grietas o fisuras, y hay que tenerlos presente a la hora de estudiar cualquier tipo de falla mediante un análisis de tensiones según la teoría de la elasticidad. Para la propagación de una grieta, el examen se puede concentrar en la punta de la misma de ésta, en una porción que es pequeña comparada con todo el segmento, pero es suficientemente grande con respecto a las dimensiones atómicas de modo que se pueda aplicar la teoría de la elasticidad lineal.

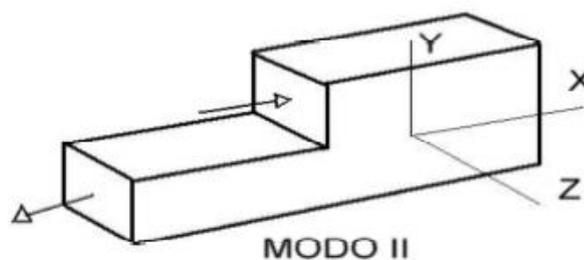
La punta de una grieta se encuentra rodeada de ciertas tensiones las cuales se pueden dividir según tres modos de carga que generan ciertos desplazamientos de las superficies de la grieta. Los modos de cargas se clasifican en:

- MODO I: de abertura o de tracción, las superficies de las grietas se apartan, ver **Figura 2.12**.
- MODO II: de deslizamiento o cizallamiento ver **Figura 2.13**.
- MODO III: de rasgado o cizallamiento antiplanar ver **Figura 2.14**.

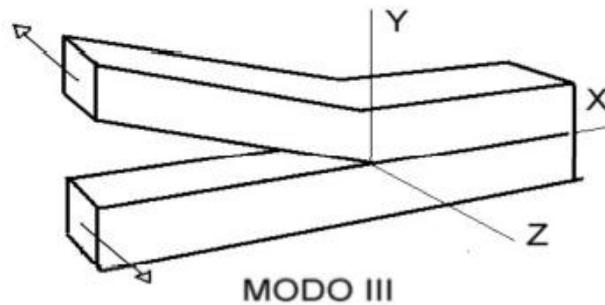
El gran interés de los materiales cerámicos está basado en su peso ligero combinado con su resistencia a altas temperaturas, alta dureza, estabilidad química y elevada resistencia al desgaste, pero su fragilidad los pone en desventaja con respecto a los metales y compuestos. Es por eso que la metodología y modelamiento de diseños precisos son necesarios para ayudar a predecir el comportamiento de los materiales frágiles como los cerámicos, teniendo en cuenta que la fractura de estos materiales es usualmente controlada por el modo I de fractura.



**Figura 2.12** MODO I: de abertura o de tracción, las superficies de las grietas se apartan.



**Figura 2.13** MODO II: de deslizamiento o cizallamiento.



**Figura 2.14** MODO III: de rasgado o cizallamiento antiplanar.

Según la investigación de *Rodolfo Sosa (2007)*, mediante indentación Vickers se puede evaluar la evolución de la tenacidad de fractura. En años anteriores, se ha demostrado interés en determinar la tenacidad a la fractura de materiales frágiles, a través de la medición de la extensión de la grieta asociada con ensayos de microindentación Vickers, debido a la facilidad de preparación de espécimen, a la simplicidad de la prueba y adicionalmente:

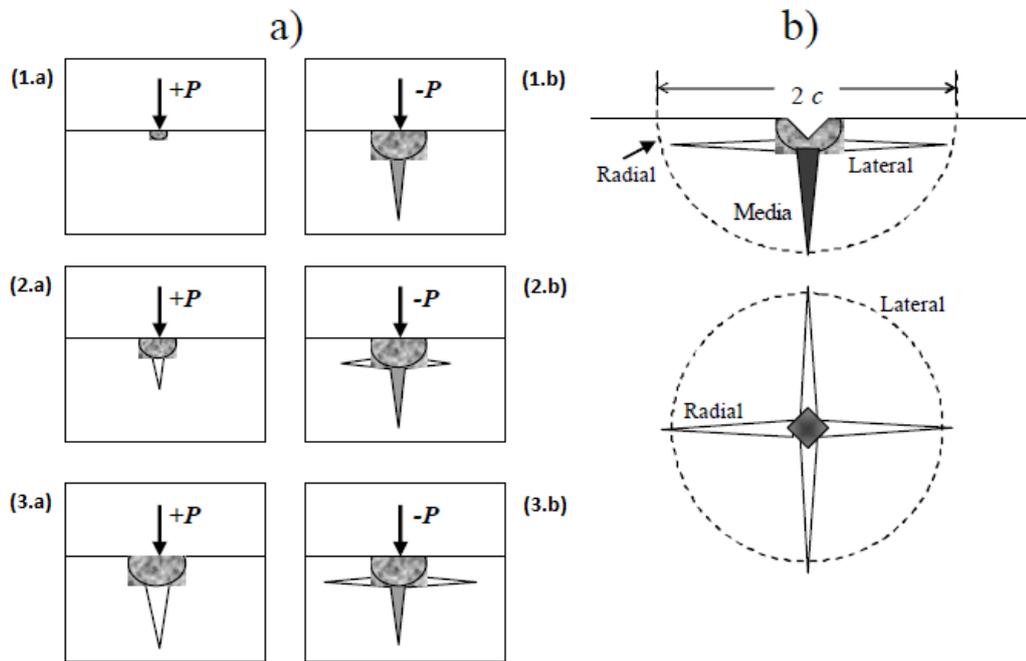
1. La preparación del espécimen es relativamente simple, sólo necesita una superficie que sea plana, pulida y reflejante.
2. El indentador Vickers de diamante empleado, es el más duro que se dispone en las maquinas estándar o universales de pruebas de dureza.
3. En muchos casos la longitud de la grieta puede medirse de forma óptica sin ninguna dificultad adicional.
4. Además de ser rápida y de bajo costo.

Pero la técnica también se ve acompañada de las siguientes desventajas o complicaciones:

1. La precisión en la medida de la longitud de la grieta (y por ende, la precisión de la tenacidad a la fractura).
2. La diversidad de ecuaciones reportadas en la literatura para el cálculo de la tenacidad a la fractura por microindentaciones.
3. Las discrepancias reportadas entre la tenacidad a la fractura por indentación de un material y por pruebas convencionales, tales como la prueba de flexión en tres

puntos en muestras agrietadas (SENB por sus siglas en inglés).

Esta técnica da la estimación de la tenacidad a la fractura a partir de las fisuras que se producen en las esquinas de la huella residual (¡Error! No se encuentra el origen de la referencia. 2.15), después de retirar la carga que se ha aplicado a través del indentador puntiagudo sobre la superficie.



**Figura 2.15** Representación gráfica de propagación de grieta según distintos tipos de cargas aplicadas al indentador Vickers.

Cuando se penetra un material con una carga por encima de la carga crítica, empiezan a presentarse grietas radiales durante el ciclo de descarga de la indentación, debido a los esfuerzos residuales de tensión y otros defectos.

Las longitudes de las grietas creadas de esta forma son usadas con relaciones semiempíricas para establecer la tenacidad a la fractura del material, entre dichas relaciones está la desarrollada por *Antis et al (1981)*, donde empleó un análisis de la mecánica de la fractura en dos dimensiones, que toma en cuenta, que el patrón de las grietas radiales, observables en la superficie, detiene su crecimiento cuando el factor de intensidad de tensiones residual,  $K_{IC}$ , se equilibra con la tenacidad de fractura,  $K_{IC}$ , obteniendo la siguiente ecuación:

$$K_{IC} = \delta \left( \frac{E}{H} \right)^{2/3} \frac{P}{C^{3/2}} \quad \text{Ec. 2.1}$$

Donde  $P$  es la carga en Newton,  $C$  es la longitud de la grieta desde el centro de la huella del indentador en metros,  $E$  es el módulo de Young en GPa y  $H$  es la dureza *Vickers* en GPa y  $\delta = 0,016 \pm 0,004$ .

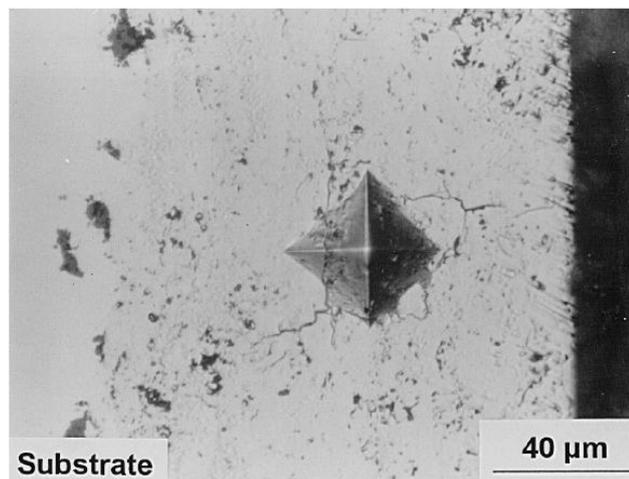
Si en la anterior ecuación se desconoce la relación entre el módulo de Young y la dureza ( $E/H$ ) se puede sustituir por el valor de 25 que es un promedio para los materiales cerámicos. Según *Marshall et al (1982)*, el patrón de grietas radiales puede correlacionarse con la carga aplicada, geometría del indentador y la rigidez del material, mediante la ecuación:

$$K_{IC} = 0,0752 \frac{P}{C^{3/2}} \quad \text{Ec. 2.2}$$

Otra de las relaciones semiempíricas, es la propuesta por *Laugier*, la cual es útil, si se originan grietas múltiples a raíz de la indentación como se muestra en la **Figura 2.16** y consiste en realizar una sumatoria de grietas en dos direcciones, la primera paralela al eje substrato recubrimiento; la segunda perpendicular al mismo para posteriormente a utilizar la siguiente ecuación:

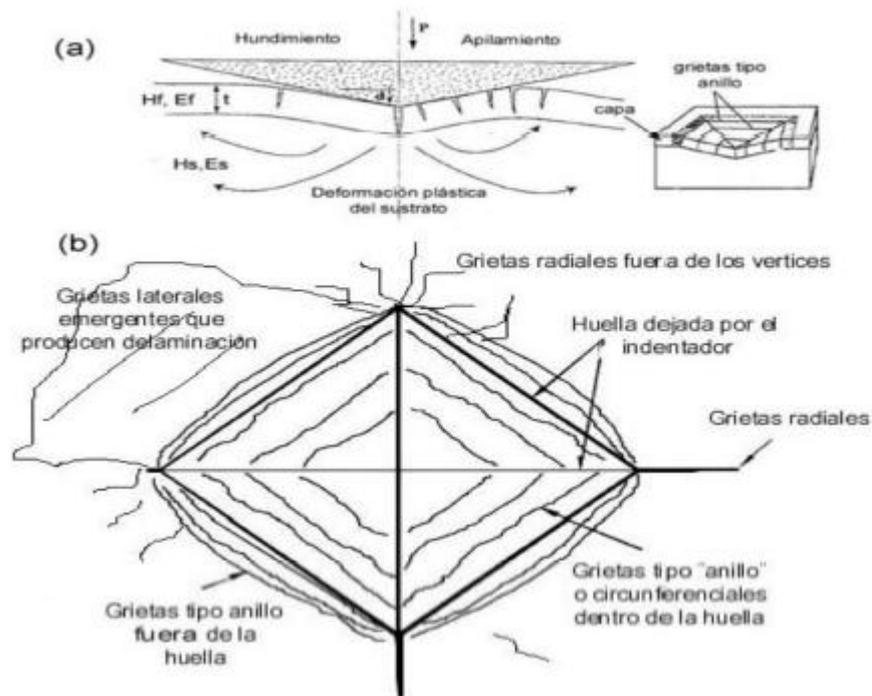
$$K_C = \chi_v \left(\frac{a}{l}\right)^{1/2} \left(\frac{E}{H}\right)^{2/3} \frac{P}{C^{3/2}} \quad \text{Ec. 2.3}$$

Donde  $a$  es la mitad de la diagonal de la huella de indentación,  $l$  es la longitud de la grieta medida desde el vértice de la huella,  $\chi_v$  es una constante evaluada en 0.015,  $E$  es el módulo de elasticidad,  $H$  representa la dureza Vickers,  $P$  es la carga, finalmente el valor de  $C$  es la sumatoria entre  $l$  y  $a$  ( $C = l + a$ ) y  $K_C$  es la tenacidad a la fractura.



**Figura 2.16** Grietas múltiples generadas a partir de una huella de indentación Vickers.

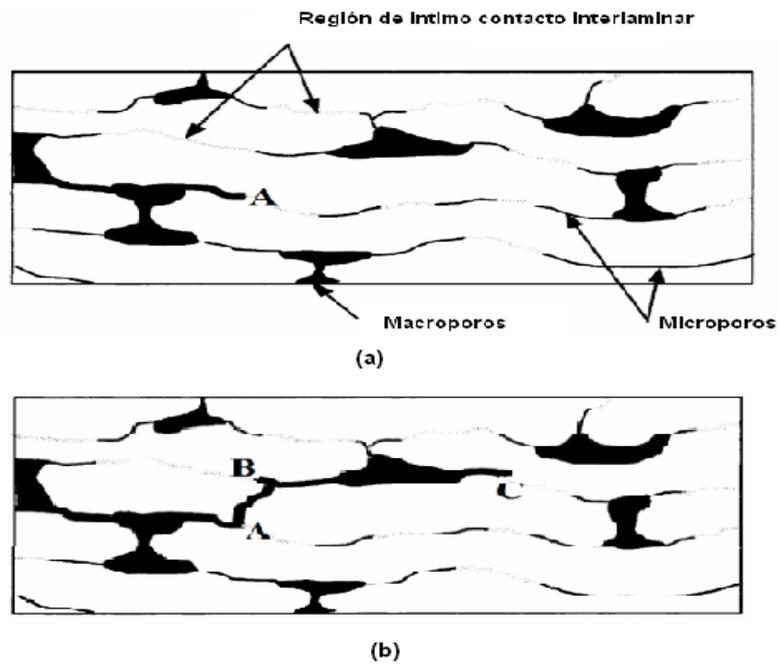
Otra aplicación que ha tenido la indentación como herramienta para determinar la tenacidad, es la que se utiliza para medir la adherencia sustrato - recubrimiento donde se utilizan las grietas laterales obtenidas por indentaciones en la interfase para medir la adherencia de capas cerámicas. Pharr, 1994 encontró, que para algunos capas cerámicas a cargas bajas, típicas de nanoindentación, y usando indentadores tipo esquina de cubo, que producen esfuerzos mucho mayores que un indentador Vickers a la misma profundidad, se pueden generar grietas radiales como las mostradas en la **Figura 2.17**. Con esto se evita la influencia del sustrato y se puede medir KC de la capa.



**Figura 2.17** Patrones superficiales típicos encontrados para sistemas recubrimiento-sustrato.

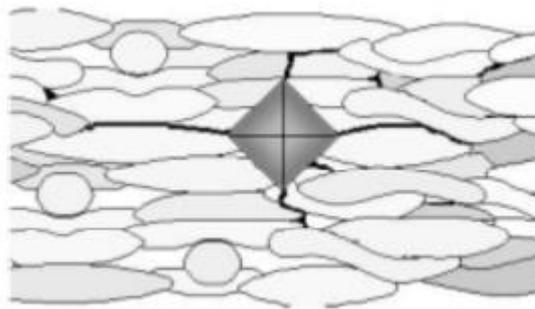
De otro lado, las otras técnicas existentes para la medida del KC en materiales en volumen, como son la técnica de doble torsión (*DT*), la barra de doble cantiléver (*DCB*), la barra con muesca en V en el sólido (*SEVPB*) han sido desarrolladas sobre las bases de la mecánica de la fractura y se especifican en la normas ASTM (C1161 y E399), las cuales son los estándares más utilizados para tal fin; sin embargo, en esta no establece el procedimiento a seguir para la medida del KC de recubrimientos y/o películas delgadas. Es por eso que la técnica de fractura por indentación ha sido utilizada para evaluar el KC en recubrimientos y películas delgadas. En el caso de los recubrimientos en general y recubrimientos depositados por proyección térmica, la fabricación de las muestras requeridas para las pruebas de *DT* y *DCB* para la medida KC es compleja debido a la pequeña dimensión, fragilidad, cambios en la microestructura y esfuerzos residuales que pueden presentar estos recubrimientos.

El estudio de la tenacidad a la fractura en los recubrimientos depositados por la técnica de proyección es de suma importancia ya que eventualmente las fallas son producidas por la propagación de microgrietas y microporos presente en la microestructura del recubrimiento. Cada microgrieta translaminar en el instante antes de la formación de la grieta, conecta dos poros existentes en la microestructura facilitando un crecimiento más rápido de esta (**Figura 2.18**). Entonces la falla ocurre cuando los suficientes microporos son conectados entre sí por las microgrietas y separan la región del resto produciéndose el desprendimiento del recubrimiento (*Peña y Uzcategui, 2011*).



**Figura 2.18** Representación esquemática de propagación de las grietas en el recubrimiento. (a) Estructura inicial de la microgrieta en la posición A. (b) Propagación de la microgrieta de la posición A a la posición B, dando como resultado una macrogrieta en la posición C.

La propagación de grietas es más efectiva que se dé a través de las intercaras de las laminillas o splats que constituyen el recubrimiento que atravesando las propias laminillas, **Figura 2.19**. Debido a estas inter laminillas se pueden formar grietas a partir de las caras del indentador, **Figura 2.19** y no sólo a partir de los vértices del indentador donde se concentran mayormente los esfuerzos, debido a la no homogeneidad de los recubrimientos aplicados por proyección térmica.



**Figura 2.19** Esquema del proceso de agrietamiento durante la indentación.

Estas laminillas pueden llegar a ser un problema a la larga en el desempeño del recubrimiento ya que al someter al elemento de maquina a grandes esfuerzos estos se concentran en estas microgrietas que uniéndose con otras microgrietas adyacentes forman macrogrietas que podrían afectar el recubrimiento.

#### **2.6.4 Esfuerzo de Fluencia.**

El esfuerzo de fluencia se define como el esfuerzo máximo que se puede desarrollar en un material sin causar una deformación plástica. Es el esfuerzo en el que un material exhibe una deformación permanente específica y es una aproximación práctica de límite elástico.

La determinación del esfuerzo de fluencia a través del uso de métodos convencionales destructivos, tales como la tracción y la flexión, así como métodos no destructivos como el ultrasonido, no pueden ser empleados, en materiales con recubrimientos obtenidos por termorrociado, ya que la microestructura de los mismos, es altamente heterogénea debido a la presencia de poros, microgrietas, límites de lamelas y partículas sin fundir, por tal razón se hace necesario aplicar ensayos de indentación los cuales durante las últimas décadas se han convertido en una alternativa altamente confiable para la estimación de las diferentes propiedades mecánicas en materiales revestidos a través de termorrociado. Para el presente trabajo se empleará la indentación esférica conjuntamente con la metodología de mecánica de contacto propuesta por Hertz y una teoría de falla determinada, nos permitirá poder estimar el esfuerzo de fluencia de una forma sencilla y práctica ante las limitaciones que estos recubrimientos presentan, ya antes mencionadas

Según *La Barbera José et al (2008)*, la teoría de la mecánica de contacto propuesto por *Hertz, 1881*, es de suma importancia para el diseño y análisis de falla de componentes mecánicos, ya que ya partir del conocimiento de los esfuerzos principales y el esfuerzo cortante permite estimar la resistencia a la fluencia. A partir de estos esfuerzos, el diseñador puede definir o reconsiderar la geometría, el tipo de material o carga aplicada a los cuerpos en contacto superficial.

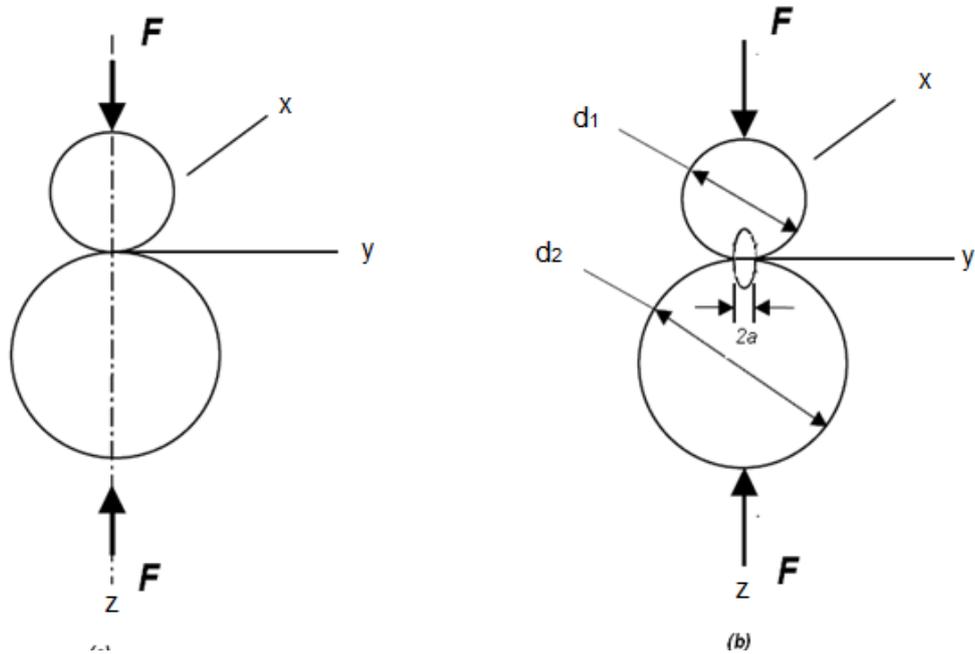
Dentro de las características de la mecánica de contacto según *Shigley, Mischke & Budynas, 2004*, se proponen los más destacados:

- Representa los esfuerzos compresivos desarrollados a partir de las presiones superficiales entre dos cuerpos curvos en contacto, uno contra el otro mediante una carga.
- Posee un área de contacto. Inicialmente un punto de contacto (esferas) o una línea de contacto (cilindros) desarrollándose luego un área de contacto.
- Establece los esfuerzos principales en un estado de esfuerzo.
- Desarrollo de una sección crítica debajo de la superficie del cuerpo.
- No suele tener efecto de escama ni picaduras en las superficies de contacto de los cuerpos.

Para el caso del contacto Hertzianos se puede considerar dos casos de diseño:

1. Contacto esfera-esfera, donde la superficie de contacto forma un área circular.
2. Contacto cilindro-cilindro, donde la superficie de contacto forma un área rectangular.

Se abordará el primer caso, ya que se acerca más al modelo de indentación esférica. El contacto esfera-esfera parte de un punto y se va a desarrollando una área superficial circular mediante la aplicación de una carga. En la **Figura 2.20** se muestra un esquema de contacto esfera-esfera.



**Figura 2.20** Diagrama de dos esferas en contacto. (a) dos esferas en contacto mediante la aplicación de una fuerza  $F$ . (b) El esfuerzo del contacto tiene una distribución elíptica alrededor de la zona de contacto con un diámetro de  $2a$ .

Consideremos dos sólidos elásticos esféricos manteniéndose en contacto por una fuerza  $F$ , tal que su punto de contacto es un área circular de radio “ $a$ ” que viene expresado como:

$$a = \left[ \frac{3}{4} \frac{(1 - \nu_1^2) + \frac{(1 - \nu_2^2)}{E_2}}{\frac{1}{E_1} + \frac{1}{E_2}} \cdot F \right]^{1/3} \quad \text{Ec. 2.4}$$

Donde  $F$  es la carga aplicada,  $r$  es el radio de las esferas,  $\nu$  la relación de Poisson y  $E$  el módulo de elasticidad para la esfera 1 y 2. Esta expresión se puede aplicar para el caso de una esfera en contacto con un plano ( $r_2 = \infty$ ).

Retomando el caso de esfera-esfera, la presión máxima  $p_{\max}$ , ocurre en el punto central del área de contacto.

$$p_{max} = \frac{3F}{2\pi a^2} \quad \text{Ec. 2.5}$$

Los esfuerzos principales son calculados basándonos en los siguientes principios:

Dos planos de simetría en cargas y geometrías dictan que  $\sigma_x = \sigma_y$ .

1. El esfuerzo dominante ocurre en el eje de la carga:  $\sigma_{max} = \sigma_z$ .
2. Los esfuerzo principales son  $\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_x = \sigma_y$  y  $\sigma_3 = \sigma_z$  siendo  $\sigma_1, \sigma_2 \leq \sigma_3$ .
3. La carga compresiva conduce a que  $\sigma_x, \sigma_y$  y  $\sigma_z$  sean esfuerzos compresivos.

El cálculo de los esfuerzos principales está dado por las siguientes expresiones:

$$\sigma_x = \sigma_y = \sigma_1 = \sigma_2 = -p_{max} \left[ \left[ 1 - |\zeta_a| \tan \frac{1}{|\zeta_a|} \right] (1 + \nu) - \frac{1}{2(1 + \zeta_a^2)} \right] \quad \text{Ec. 2.6}$$

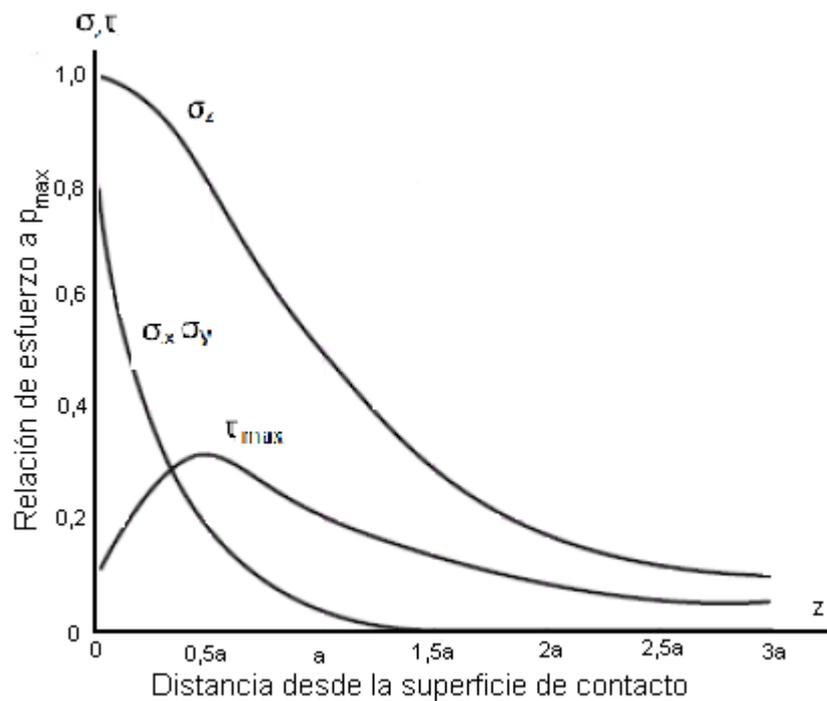
$$\sigma_z = \sigma_3 = \frac{-p_{max}}{1 + \zeta_a^2} \quad \text{Ec. 2.7}$$

Donde  $\zeta_a$  es la profundidad adimensional por debajo de la superficie ( $z/a$ ) y  $\nu$  es la relación de Poisson para la esfera en estudio.

Si graficamos los esfuerzos principales en un círculo de Mohr obtenemos que: un círculo definido por  $\sigma_1 = \sigma_2$ , que representa un punto; y dos círculos definidos por  $\sigma_1, \sigma_3$ , y  $\sigma_2, \sigma_3$ , graficado una sobre la otra. El máximo esfuerzo de corte,  $\tau_{max}$ , obtenido se calcula como:

$$\tau_{max} = \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2} = \frac{\sigma_x - \sigma_z}{2} = \frac{\sigma_y - \sigma_z}{2} \quad \text{Ec. 2.8}$$

Al graficar los esfuerzos principales y el esfuerzo de corte máxima en función a la presión máxima,  $p_{max}$ , debajo del punto de contacto superficial, se obtiene la gráfica mostrada en la **Figura 2.21**. Esta gráfica, para una relación de Poisson de 0,3, revela que la sección crítica se encuentra a  $0,48a$  debajo de la superficie de contacto. Muchos autores teorizan que el esfuerzo cortante máximo es el responsable de las fallas de tales elementos de contacto.



**Figura 2.21** Magnitud de las componentes de esfuerzos debajo de la superficie como una función de la presión de contacto entre las esferas para una relación de Poisson de 0,3.

Si consideramos la deformación de un metal idealmente plástico, de superficie plana con esfuerzo de fluencia dado, que ha sido penetrado por un indentador esférico de radio  $r_1$  y asumiendo que la fricción entre el indentador y la superficie del metal es muy pequeña y que por lo tanto se puede considerar insignificante, entonces la aplicación de la carga al indentador daría lugar a que tanto la superficie del metal como del indentador se deforme elásticamente, de acuerdo a lo indicado por las ecuaciones elásticas de Hertz. La región de contacto corresponde a un círculo de radio “a” dado por la ecuación en una forma más simplificada *La Barbera, 2008* se puede escribir como:

$$a = \left[ \frac{3}{4} \frac{(1 - \nu_1^2)}{E_1} + \frac{(1 - \nu_2^2)}{E_2} \cdot r_1 \cdot F \right]^{1/3} \quad \text{Ec. 2.9}$$

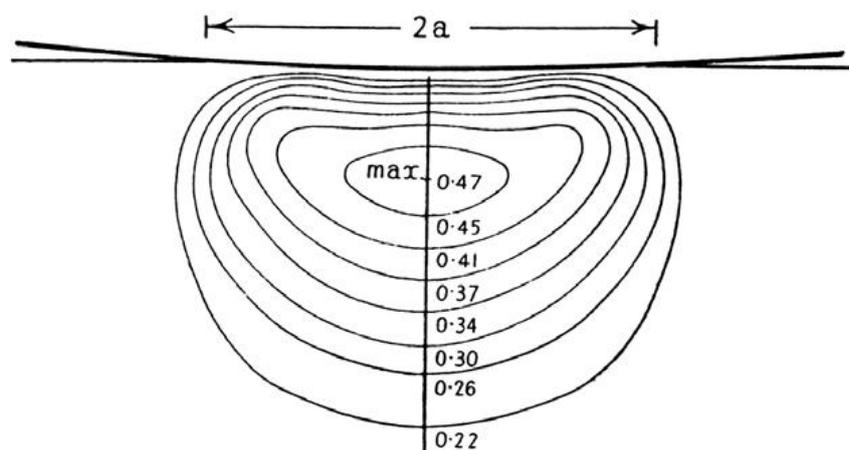
Con esto encontramos que el área proyectada “A”, que es proporcional al cuadrado del radio de contacto, es proporcional a  $P^{2/3}$  y de ahí la presión media “ $p_m$ ” sobre la región de contacto es proporcional a  $P^{1/3}$ . Además, se sabe que la presión o esfuerzo normal a través del círculo de contacto no es uniforme, pero en cualquier punto a una distancia x del centro de la indentación tiene un valor de:

$$p = p_0(1 - x^2/a^2)^{1/2} \quad \text{Ec. 3.1}$$

Donde  $p_0$  es la presión en el centro del círculo de contacto. De lo que se desprende que:

$$p_{max} = \frac{3}{2} p_m \quad \text{Ec. 3.2}$$

Según *Timoshenko, 1934* cuando la deformación plástica del material se inicia, esta lo hace en un punto por debajo de la superficie a una profundidad determinada. En la **Figura 2.22**, se aprecia que el punto de mayor esfuerzo de corte en todo el sólido estudiado, se encuentra alrededor de  $0,5a$  por debajo del centro del círculo de contacto. El esfuerzo en este punto depende ligeramente de la relación de Poisson, pero para la mayoría de los metales este es 0,3 y así se tiene un valor aproximado de  $0,47 p_m$ , ya que el esfuerzo cortante máximo es equivalente a  $0.31 p_{max}$  (**Figura 2.22**) y esta a su vez guarda una relación de 1,5 veces como se ve en la ecuación anterior.



**Figura 2.22** Deformación elástica de una superficie plana por una esfera, mostrando el esfuerzo de corte máximo en el volumen del material debajo de la superficie deformada. El esfuerzo de corte máximo ocurre debajo del centro del círculo de contacto y tiene un valor de aproximadamente  $0,47p_m$ .

Una vez que sabemos la zona donde se presentan las mayores cantidades de esfuerzos debemos estimar la fluencia y para esto existen varias teorías de falla bajo cargas estáticas para materias dúctiles, las cuales son:

- Teoría del Esfuerzo Cortante Máximo - Teoría de Tresca
- Teoría de la Energía de Distorsión - Teoría de Von Mises
- Teoría de la Fricción Interna – Coulomb-Mohr Dúctil

Para el caso en el presente estudio se utiliza el desarrollo de la teoría de distorsión propuesta por Von Mises.

La teoría de la energía de distorsión fue propuesta por Von Mises al observar que los materiales bajo esfuerzos hidrostáticos soportan esfuerzos mucho mayores que sus esfuerzos de fluencia bajo otros estados de carga. La teoría establece:

*“la falla se producirá cuando la energía de distorsión por unidad de volumen debida a los esfuerzos máximos absolutos en el punto crítico sea igual o mayor a la energía de deformación por unidad de volumen de una probeta en el ensayo de tensión en el momento de producirse la fluencia.”*

La teoría de Von Mises establece que la distorsión del elemento es debido a los esfuerzos principales restándose los esfuerzos hidrostáticos. El esfuerzo hidrostático está representado por la siguiente ecuación:

$$\sigma_h = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3} \quad \text{Ec. 3.3}$$

Donde  $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$  y  $\sigma_3$  son los esfuerzos principales. La energía de distorsión es la diferencia entre la energía de deformación total de distorsión por unidad de volumen y la energía de deformación por unidad de volumen debida a los esfuerzos hidrostáticos.

Como el material se encuentra en el régimen elástico (ya que la falla se produce al llegar a la zona plástica), la energía total de deformación por unidad de volumen para el elemento es:

$$U = \frac{1}{2}\sigma_1\varepsilon_1 + \frac{1}{2}\sigma_2\varepsilon_2 + \frac{1}{2}\sigma_3\varepsilon_3 \quad \text{Ec. 3.4}$$

Donde  $\varepsilon_1$ ,  $\varepsilon_2$  y  $\varepsilon_3$  son las deformaciones. Las deformaciones se representan como una matriz de la siguiente manera:

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \end{bmatrix} = \frac{1}{E} \begin{bmatrix} 1 & -\nu & -\nu \\ -\nu & 1 & -\nu \\ -\nu & -\nu & 1 \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \end{bmatrix} \quad \text{Ec. 3.5}$$

Sustituyendo las deformaciones de la ecuación 3.4 en la ecuación 3.5 resulta la energía total de deformación:

$$U = \frac{1}{2E} [\sigma_1^2 + \sigma_2^2 + \sigma_3^2 - 2\nu(\sigma_1\sigma_2 + \sigma_2\sigma_3 + \sigma_1\sigma_3)] \quad \text{Ec. 3.6}$$

La energía de deformación debida a los esfuerzos hidrostáticos es:

$$U_h = \frac{3(1-2\nu)}{2E} \sigma_h^2 = \frac{3(1-2\nu)}{2E} \left( \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3} \right)^2 \quad \text{Ec. 3.7}$$

La energía de distorsión es entonces:

$$U_d = U - U_h \quad \text{Ec. 3.8}$$

$$U_d = \frac{1}{2E} [\sigma_1^2 + \sigma_2^2 + \sigma_3^2 - 2\nu(\sigma_1\sigma_2 + \sigma_2\sigma_3 + \sigma_1\sigma_3)] - \frac{3(1-2\nu)}{2E} \left( \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3} \right)^2 \quad \text{Ec.3.9}$$

Al simplificar la ecuación, obtenemos:

$$U_d = \frac{1 + \nu}{3E} (\sigma_1^2 + \sigma_2^2 + \sigma_3^2 - \sigma_1\sigma_2 - \sigma_2\sigma_3 - \sigma_1\sigma_3) \quad \text{Ec. 4.1}$$

En el ensayo de tensión al producirse la fluencia, y entonces la energía de distorsión en la probeta es:

$$U_d = \frac{1 + \nu}{3E} Y^2 \quad \text{Ec. 4.2}$$

Igualando las ecuaciones 4.0 y 4.1 como lo dice el enunciado de la teoría, tenemos que:

$$\frac{1 + \nu}{3E} (\sigma_1^2 + \sigma_2^2 + \sigma_3^2 - \sigma_1\sigma_2 - \sigma_2\sigma_3 - \sigma_1\sigma_3) = \frac{1 + \nu}{3E} Y^2 \quad \text{Ec. 4.3}$$

$$\sqrt{(\sigma_1^2 + \sigma_2^2 + \sigma_3^2 - \sigma_1\sigma_2 - \sigma_2\sigma_3 - \sigma_1\sigma_3)} = Y \quad \text{Ec. 4.4}$$

$$\sqrt{\frac{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2}{2}} = Y \quad \text{Ec. 4.5}$$

Se define el esfuerzo de von mises como:

$$\sigma_{VM} = \sqrt{\frac{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2}{2}} \quad \text{Ec. 4.6}$$

Entonces, la falla se da cuando:

$$\sigma_{VM} = Y \quad \text{Ec. 4.7}$$

Una vez sabido que el esfuerzo cortante máximo generado a  $0,5a$  de profundidad del recubrimiento es de  $0,47p_m$  y haciendo una simplificación de las ecuaciones 4.6 y 2.8 nos resulta:

$$\tau_{max} = 0.5 Y \quad \text{Ec. 4.8}$$

Es decir cuando  $0,47p_m=0,5Y$  se generara una deformación plástica permanente en el material y se debería apreciar una huella residual al retirar el indentador. Teniendo finalmente:

$$p_m \cong 1,1Y \quad \text{Ec. 4.9}$$

Siempre que la presión media sea menor que  $1,1Y$  la deformación permanecerá completamente elástica y al remover la carga la superficie y el indentador recuperarán su forma original. Sin embargo, tan pronto como  $p_m$  alcance el valor de  $1,1Y$  ocurrirá algo de deformación plástica. El resto del metal es deformado elásticamente de manera que al remover la carga la cantidad de deformación residual es muy pequeña.

## CAPÍTULO III

### METODOLOGÍA.

Con la finalidad de evaluar los efectos producidos por el tratamiento térmico posterior a la llama sobre el recubrimiento Metco 16C-NS, obtenido por proyección térmica por plasma, se llevó a cabo la metodología mostrada en la **Figura 3.0**.



**Figura 3.0** Diagrama de flujo de la metodología utilizada.

### 3.1 SISTEMA SUBSTRATO-RECUBRIMIENTO.

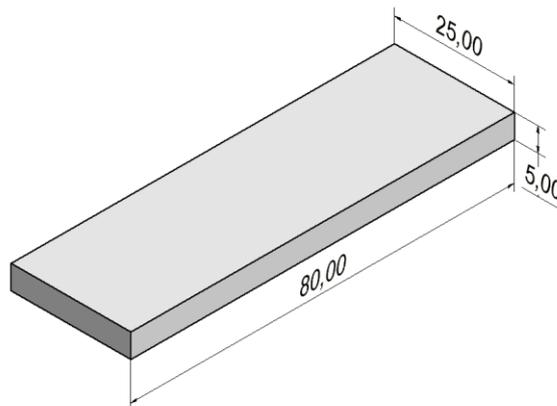
#### 3.1.1 Material Base o Sustrato.

El material base elegido en nuestra investigación fue el acero SAE 1045, el cual es un acero de medio contenido de carbono. Este acero es comúnmente utilizado en la fabricación de ejes, engranajes, cigüeñales y otros elementos de máquinas debido a las buenas propiedades mecánicas que ofrece. En la **Tabla 3.0**, muestra la composición química nominal del acero SAE 1045.

Se utilizaron 10 probetas de material base acero SAE 1045 y cuyas dimensiones son mostradas en la **Figura 3.1**. No se encuentra el origen de la referencia.

MATERIAL	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	Sn	V
%	0,45	0,78	0,01	0,012	0,25	0,16	0,09	0,02	0,18	0,013	0,012
% (norma AISI/SAE)		0,43-0,50	0,60-0,90	0,04max	0,05max	0	0	0	0	0	0

**Tabla 3.0** Composición química nominal del acero SAE 1045.



**Figura 3.1** Dimensión de las probetas en milímetros.

### 3.1.2 Material de Recubrimiento.

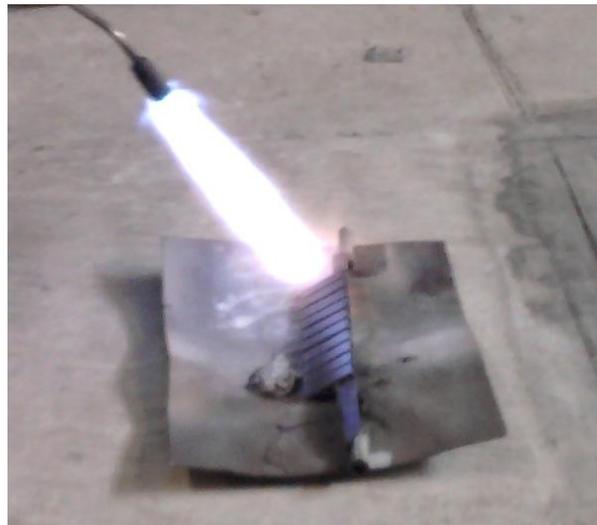
Las probetas de acero SAE 1045 fueron recubiertas en la empresa PLASMATEC Ingenieros C.A., especializada en recuperación de elementos mecánicos mediante procesos de rociado térmico y por electrodos. El polvo Metálico depositado Metco 16C-NS, se nos describe como una aleación metálica de base níquel, antofundente, según el propio fabricante Sulzer Metco. El punto de fusión de este polvo está entre 850°C y 960 °C dependiendo del tamaño de la partícula de polvo. El proceso de fabricación de estos polvos es por atomización el cual se explica en la sección 2.2.1, lo cual nos da a esperar una morfología semiesférica, con un tamaño promedio de partícula de 45 µm. La composición química del polvo 16C-NS

Elemento	Ni	Cr	Si	B	Fe	Cu	Mo	C
%	Base	17	4	3.7	3.0	2.5	2.5	0.6
Tamaño	-125 +53µm							

**Tabla 3.1** Composición química del polvo Metco 16C-NS.

### 3.1.3 Procesos previos a la deposición térmica.

Para la proyección térmica con plasma así como para otras técnicas de termorrociado fue necesario someter a las probetas, como lo amerita también el sustrato de un componente mecánico, a una serie de procedimientos para eliminar impurezas y poner en condición óptima las propiedades para la deposición del polvo. Se realizó una limpieza al sustrato con disolvente industrial (Thinner), esto para eliminar impurezas presentes en el metal base, posteriormente se precalentó el metal base con ayuda de una llama de Acetileno según la **Figura 3.2**, hasta una temperatura aproximada de 110 °C en el sustrato para que el calor eliminara la humedad que dejó el proceso del disolvente industrial.



**Figura 3.2** Precalentamiento de las probetas para eliminar la humedad presente.

Una vez las probetas estando libres de impurezas se sometieron al proceso llamado Sand Blasting o Arenado que consiste en granallar la superficie del material arrojando partículas de alúmina, cuyo tamaño está entre 1 y 3 mm, con la finalidad de aumentar la rugosidad superficial y favorecer el anclaje mecánico del recubrimiento. Este procedimiento se llevará a cabo empleando un equipo de erosión marca Empire, modelo 350, de la empresa PLASMATEC Ingenieros C.A, **Figura 3.3**, el cual permite proyectar las partículas de alúmina desde una distancia de 150 mm hacia la superficie del sustrato con una presión aproximada de 0,40 MPa.



**Figura 3.3** Equipo de Erosión Marca Empire, modelo 350.



**Figura 3.4** Substrato después del Sand Blasting.

### 3.1.4 Proyección térmica

Con los parámetros mostrados en la **Tabla 3.2**, se realizó la deposición de los polvos por parte de la empresa PLASMATEC Ingenieros C.A. en la cual se encuentra una maquina hibrida y esta está compuesta por un alimentador de polvos modelo Mark XV (**Figura 3.5a**), una unidad de control marca Metco, tipo 7MC Plasma Flame Spray Control Unit (**Figura 3.5b**) y una pistola Thermal Inc. SG-100 (**Figura 3.5c**) con inyección externa y, fabricado por la marca Powder Feed DynamicsInc de Cleveland EEUU.

En el proceso de recubrimiento de las probetas se fue midiendo el espesor aparente del recubrimiento con la ayuda de un tornillo micrométrico para llevar el control de la deposición. Al llegar a un espesor cercano de 800  $\mu\text{m}$  se detuvo el proceso de termorrociado.

<b>Consola de control Metco 7MC</b>			
<b>Amperaje</b>	<b>Voltaje</b>	<b>Distancia de rociado</b>	<b>Tasa de deposición</b>
800 A	36 V	180-250 mm	48-52 g/min

**Tabla 3.2** Parámetros utilizados para la deposición del recubrimiento.



**Figura 3.5** (a) Alimentador de polvos modelo Mark XV, (b) Unidad de control marca Metco, tipo 7MC Plasma Flame Spray Control Unit y (c) Pistola Thermal Inc. SG-100.

### **3.2. APLICACIÓN DE TRATAMIENTO TÉRMICO MEDIANTE CALENTAMIENTO POR LLAMA OXIACETILÉNICA.**

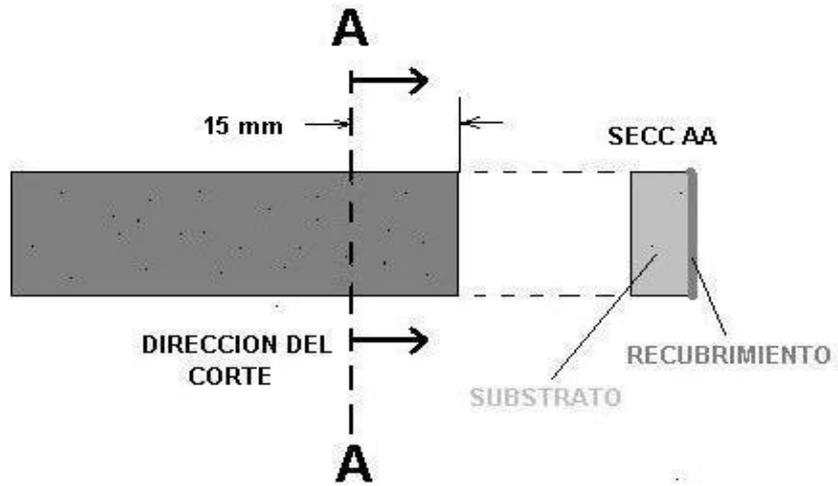
Se realizó sobre cinco (5) de las probetas recubiertas, un tratamiento térmico, mediante un proceso de calentamiento por llama oxiacetilénica, el cual se aplicó sobre la superficie hasta producir un brillo vidrioso o glaseado (Glass Shine) característico de las aleaciones autofundentes cuando son calentadas por encima de los 980 °C, luego se procedió a dejar enfriar las probetas exponiéndolas al aire libre a temperatura ambiente. El equipo utilizado para llevar a cabo este tratamiento térmico fue un soplete quemador de oxiacetilénico marca Harris de la empresa PLASMATEC Ingenieros C.A, **Figura 3.6**.



**Figura 3.6** Soplete quemador de oxiacetilénico marca Harris.

### **3.3. CORTE Y MECANIZADO DE LAS PROBETAS RECUBIERTAS.**

El corte de las probetas se hace con el fin de mostrar la sección transversal de las mismas y buscar allí las propiedades morfológicas y mecánicas del sistema substrato recubrimiento, el corte se hizo como se muestra en la **Figura 3.7**, para ello se utilizó una cortadora abrasiva Marca BUEHLER modelo SamplMet 2 (**Figura 3.8**) con disco especiales de la misma marca modelo 10-4112, los cuales son especiales para cortar aceros de media dureza. Se siguió la norma ASTM B 933 – 04 REF la cual nos dice que el calor del corte debe ser evitado, para esto fue utilizada “Taladrina” en el sistema de refrigeración que posee la máquina de corte, con el fin de no alterar la microestructura del material por la introducción de calor en el recubrimiento.



**Figura 3.7** Diagrama del corte realizado en las probetas.



**Figura 3.8** Máquina de corte BUEHLER SamplMet 2.

Después de esto se procedió a darle un acabado de pulido a las probetas tanto en la zona del corte como en la superficie del recubrimiento para ensayarlas tanto en la sección transversal (Indentación Vickers y Knoop) y en la superficie (Indentación Esférica), esto se logró haciendo un desbaste con la ayuda de la maquina BUEHLER MetaServ 3000 girando a 200 rpm con las lijas abrasivas de 320, 400, 600 y 1200 de granos por pulgada lineal, progresivamente se cambiaron las lijas para así desbastar y dejar menor rugosidad hasta llegar a un acabado de pulido tipo especlar que se logró con partículas de alúmina de 0.3  $\mu\text{m}$ .

### **3.4. MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO.**

El estudio de la microscopia electrónica de barrido fue llevado a cabo mediante un microscopio marca Hitachi modelo S-200 **Figura 3.9**, las imágenes fueron tomadas fundamentalmente en el modo de electrones secundarios, con un voltaje de aceleración de 20 KV. El estudio se realizó en la sección transversal tanto en una probeta tratada como una no tratada térmicamente. Las muestras fueron preparadas previamente de acuerdo a una metodología clásica de pulido mecánico, adicionalmente fueron atacadas químicamente por inmersión en una solución de ácido fluorhídrico al 2%. Adicionalmente, también fueron realizados análisis químicos semi-cuatitativos, por medio de la técnica de espectroscopia por dispersión en energía de rayos X. Por último, es conveniente destacar que todas las imágenes fueron tomadas con un ángulo no mayor a 60 grados para garantizar la realización de medidas directas sobre las fotomicrografías.

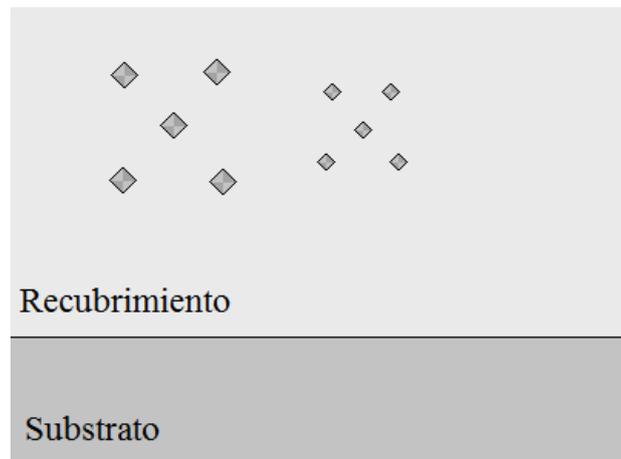


**Figura 3.9** Equipo de Microscopía Electrónica de Barrido Hitachi S-200

### **3.5 EVALUACIÓN DE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DEL RECUBRIMIENTO.**

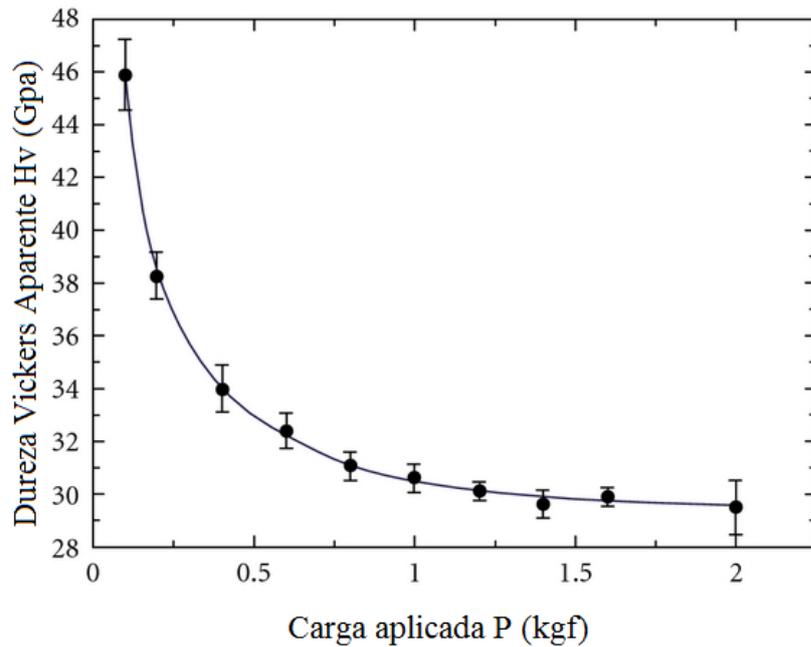
#### **3.5.1 Dureza Vickers.**

El ensayo de microindentación Vickers para la estimación de la dureza se llevó a cabo empleando un equipo marca BUEHLER, donde se trabajó con un indentador de punta de diamante. Se realizó un barrido de cargas que va de 10 gf a 1000 gf (10, 25, 50, 100, 200, 300, 500 y 1000 gf) con 5 indentaciones por carga y un tiempo para cada indentación de 12 segundos para cumplir la norma que rige el ensayo, donde se obtuvo una estadística. Esta indentación fue aplicada sobre la sección transversal (**Figura 3.10**).



**Figura 3.10** Esquema que muestra la configuración de las indentaciones.

Con la estadística obtenida de las mediciones de dureza se decidió aplicar un modelo de ajuste para la dureza debido al efecto del tamaño de indentación (ISE), dado que para el barrido de cargas que se hace se encuentra una variación de la dureza, cuando aumenta la carga aplicada decrece la dureza de la forma mostrada en la **Figura 3.11**, en esta gráfica se muestra como para las cargas mayores se estabiliza el valor de la dureza, según la bibliografía encontrada este valor donde la dureza se hace independiente de la carga es el valor de dureza absoluta.

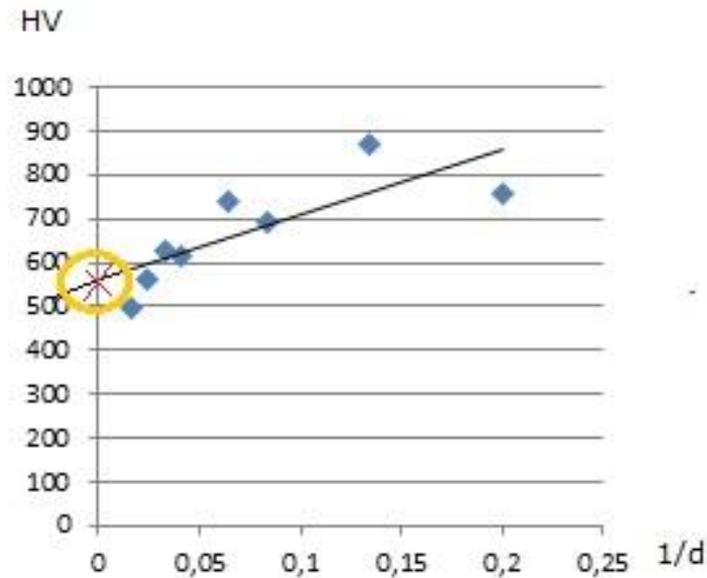


**Figura 3.11** Variación de la dureza con respecto a la profundidad de la indentación (ISE)

Para hacer este ajuste con los datos obtenidos en este trabajo se aplicó el modelo de *Thomas, 1987* (Ec. 3.1) para así obtener, tanto para las probetas tratadas como para las no tratadas la dureza, este método por su curva de tendencia nos asegura encontrar un valor de dureza ligeramente inferior al valor de dureza absoluta por lo que estamos asegurando en el trabajo no subestimar esta propiedad. El modelo de Thomas plantea obtener una curva de tendencia lineal de los puntos generados con respecto a la dureza Vickers vs el inverso de la dimensión de la indentación (el cual está directamente relacionado con la carga aplica), esta dimensión puede ser o la profundidad o bien la diagonal de la indentación.

$$Hv = H_0 + \frac{b}{d_1} \quad \text{Ec. 3.1}$$

Donde  $H$  es dureza,  $H_0$  es la dureza absoluta,  $b$  la pendiente de la línea de tendencia de las indentaciones y  $d_1$  es la diagonal de la indentación Vickers (**Figura 3.12**).



**Figura 3.12** Muestra la variación de la dureza en función de la carga aplicada.

### 3.5.2 Módulo de Elasticidad.

La estimación del módulo de elasticidad se obtuvo mediante la aplicación del ensayo de microindentación Knoop. Este ensayo se llevó a cabo empleando un equipo marca BUEHLER, con un indentador de punta de diamante. Se aplicó en la misma sección donde se halló la dureza Vickers con una carga de 100 gf durante un tiempo de 15 segundos.

El módulo de elasticidad del recubrimiento se determinó siguiendo el modelo de *Marshall et al, 1981*, en donde se mide la recuperación elástica que sufre la diagonal menor de la huella al retirar el indentador, utilizando la **Ecuación 1.7**, descrita en la sección 2.6.2.

### **3.5.3 Tenacidad a la Fractura.**

La evaluación de la tenacidad de fractura se realizó mediante indentación convencional, utilizando dos equipos marca BUEHLER configurados con un indentador Vickers. Las indentaciones se realizaron en la sección transversal de las muestras variando la carga según las disponibilidad de ambos equipos, entre 10gf y 50000gf (10, 24, 50, 100, 200, 300, 500, 1000 gf) en el equipo de microindentación así como 1, 2, 3, 5, 10, 20, 30 y 50 kg para el equipo de macroindentación, con la finalidad de encontrar, la carga crítica que generara el agrietamiento. La duración de cada indentación fue de 15 segundos, procurando evitar las zonas de excesiva porosidad y manteniendo una de las diagonales de las huellas paralela a la intercara substrato recubrimiento. Todas las indentaciones se realizaron a una separación de tres veces la magnitud de la última huella indentada.

El modelo utilizado fue el de *Laugier*, que se basa en la **Ecuación 1.17**, este modelo, puede ser utilizado tanto caso de que se originen grietas del tipo mediana radial con origen el vértice de la huella, así como en el caso de presentarse grietas múltiples como se describió en la sección 2.6.3.

### 3.5.4 Esfuerzo de Fluencia.

Mediante el método de indentación esférica convencional combinado con las ecuaciones de contacto de *Hertz (1881)*, se estimó el esfuerzo de fluencia aparente del material. Se indentó la superficie de las probetas tratadas y no tratadas para los valores de carga disponibles en el equipo (1, 2, 3, 5, 10, 20, 30 y 50 Kgf) utilizando un equipo de indentación marca FutureTech modelo FV 700 con un indentador esférico de carburo de tungsteno, módulo elástico de 479 GPa y relación de Poisson de 0,22. Las huellas obtenidas con las cargas más grandes fueron detectables a simple vista, sin embargo para determinar carga de mínima huella se sometieron las probetas a un estudio de interferometría de luz blanca, que permite mayor precisión que el equipo de indentación disponible en el laboratorio. Las indentaciones fueron realizadas por zonas sobre la superficie de las probetas para facilitar la identificación de las huellas correspondientes a cada durante el estudio de interferometría.



**Figura 3.13** Esquema de zonas por carga en Kgf

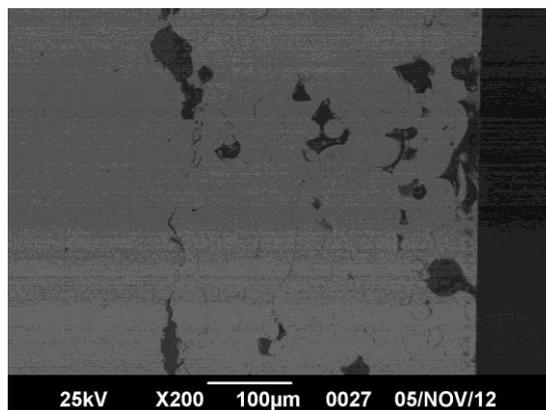
## CAPÍTULO IV

### ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS.

#### 4.1 CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL DEL RECUBRIMIENTO.

##### 4.1.1 Caracterización Física.

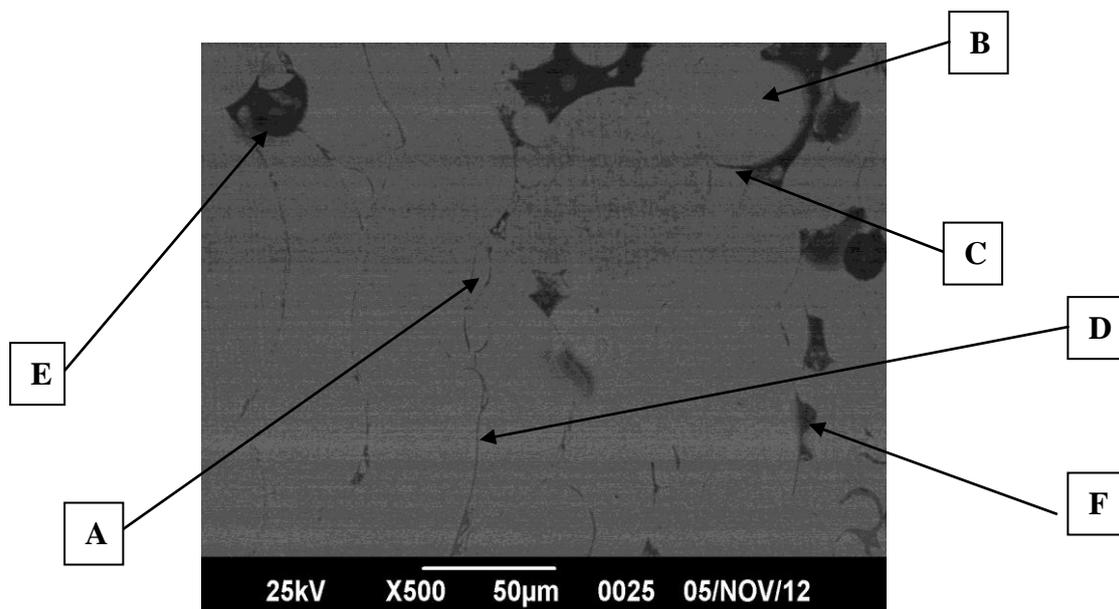
La **Figura 4.0**, corresponde a una micrografía de la sección transversal del recubrimiento Metco 16C-NS, sin tratamiento térmico, aquí se puede observar una buena unión mecánica entre el recubrimiento y el sustrato, a la vez como el sustrato ha sido deformado por el proceso de “blasting”, realizado previamente en la superficie del sustrato, antes de hacerse el rociado térmico del material por proyección por plasma, también se pueden observar cómo se deformaron las partículas del material termorociado, para adaptarse a la forma irregular de la superficie, lo cual trae como consecuencia una buena adhesión, siendo esto coincidente con las observaciones realizadas por *Cadenas (2005)*.



**Figura 4.0** Interfase entre el sustrato de acero SAE 1045 y el recubrimiento Metco 16C-NS sin tratamiento térmico (MEB 200X).

Para observar con más detalle la distribución del material termorociado, sin tratamiento térmico posterior en la formación del recubrimiento, se tomó una micrografía, en una zona donde solo se puede ver el recubrimiento, (ver **Figura 4.1**). La microestructura observada es la típica de un recubrimiento realizado por rociado térmico, en la cual puede observarse la presencia de lamelas o laminillas, con su característica forma alargada (Zona A). Además de las lamelas se encuentran otras estructuras, como lo son las partículas no fundidas, fácilmente reconocibles por su forma esférica (Zona B), las inclusiones de óxido (Zona C), consecuencia del contacto de las partículas semi-fundidas con la atmósfera y las grietas interlamelares (Zona D), las cuales se presentan como consecuencia de las altas tasas de enfriamiento, experimentadas por cada lamela en particular (Rodríguez, 2002).

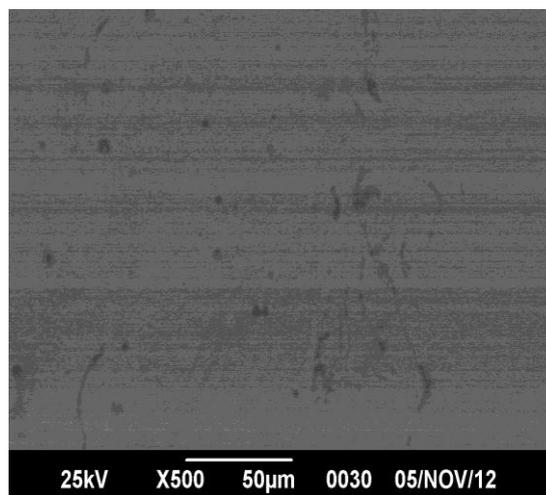
Se observa también, dentro de la heterogeneidad presente una gran cantidad de poros, desde dimensiones que superan incluso el espesor de las lamelas, macroporos (Zona E), hasta microporos con pocos micrómetros de diámetro (Zona F).



**Figura 4.1** Microestructura del recubrimiento Metco 16C-NS sin tratamiento térmico (MEB 500X).

La alta heterogeneidad que las lamelas generan, además de la gran cantidad de poros presentes y las partículas no fundidas, contribuyen a la disminución de las propiedades mecánicas del recubrimiento obtenido, además de acentuar la anisotropía característica en procesos de termorrociado.

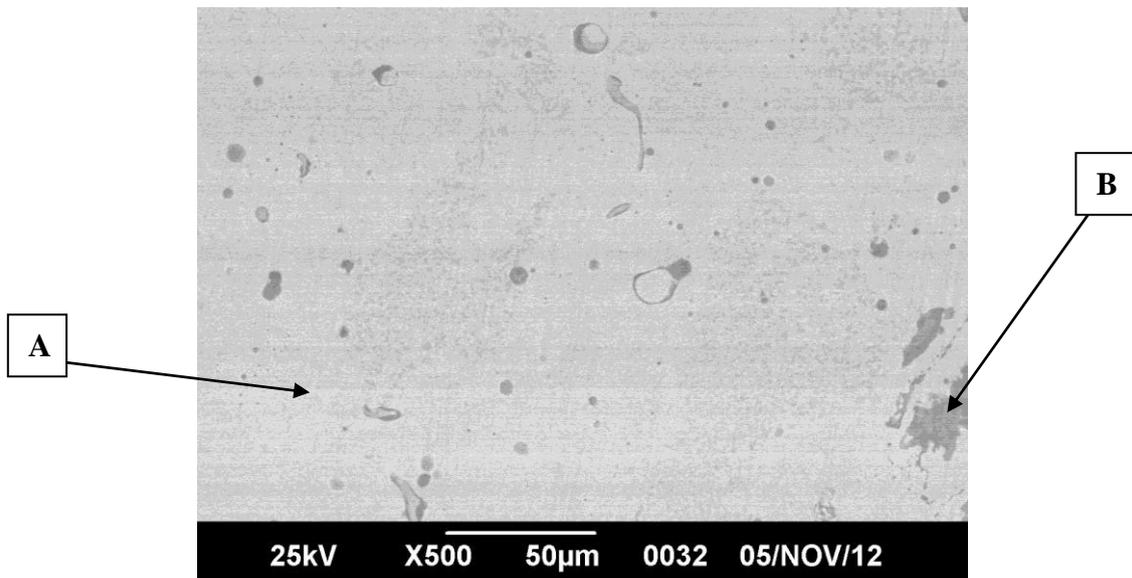
Por otra parte la **Figura 4.2**, corresponde a una micrografía de la sección transversal del recubrimiento Mecto 16C-NS, con tratamiento térmico, es decir primero depositado por proyección por plasma, luego calentado por llama oxiacetilénica, hasta obtener un brillo glaseado, característico de estas aleaciones autofundentes y posteriormente mecanizado, para darle un acabado superficial correspondiente. En esta figura, se puede observar la interfase entre el recubrimiento y el sustrato, en la cual se puede observar, una interfase limpia y uniforme, con una buena capacidad del depósito, a reproducir la topografía en la superficie del sustrato. Adicionalmente, se puede decir que aunque no se observa evidencia experimental, se esperaría que producto del tratamiento térmico, se hayan eliminado, las deformaciones de los granos, debido al proceso de “blasting”, realizado sobre el material del sustrato, las cuales si se presentaron en la **Figura 4.0**, para el recubrimiento sin tratamiento térmico, esto indica que es muy probable que el tratamiento térmico realizado al recubrimiento, genere algún proceso o fenómeno de relajación interna.



**Figura 4.2** Interfase entre el sustrato de acero SAE 1045 y el recubrimiento Metco 16C-NS con tratamiento térmico.

Para ver con más detalle, la microestructura del recubrimiento, se tomo la micrografía mostrada en la **Figura 4.3**, en la cual se puede observar, como la estructura lamelar, ha desaparecido casi completamente, debido al tratamiento térmico, lo cual se corresponde con lo esperado. También se puede apreciar, que hubo una reducción apreciable de la microporosidad, esta reducción en la cantidad de poros presentes, puede atribuirse a un proceso combinado de expansión térmica y microfusión. Durante el aumento de temperatura del recubrimiento, las adyacencias del poro aumentan su volumen y lo comprimen disminuyendo su tamaño progresivamente, hasta que las paredes del poro se tocan y se fusionan, lo que podría traducirse en una ligera densificación del sólido, con presencia de zonas de cierta homogeneidad (Zona A). Sin embargo, se observan la presencia de macroporos (Zona B), que también están presentes en las imágenes del recubrimiento sin tratamiento térmico, **Figura 4.1**, estos poros de gran tamaño, tienen una influencia negativa en las propiedades mecánicas del sólido. Se ve que los macroporos, no desaparecen en el recubrimiento con el tratamiento térmico, ya que la dilatación de las lamelas debido al calor, no fue lo suficiente para la disminución de las dimensiones de estos poros presentes en el recubrimiento, (*Faublack y Ernest, 2012*), puesto que este tipo de tratamiento, depende mucho de las habilidades del operador, para determinar, si la superficie del recubrimiento está siendo calentada el tiempo necesario, para que se logre una buena difusión de las partículas que lo conforman.

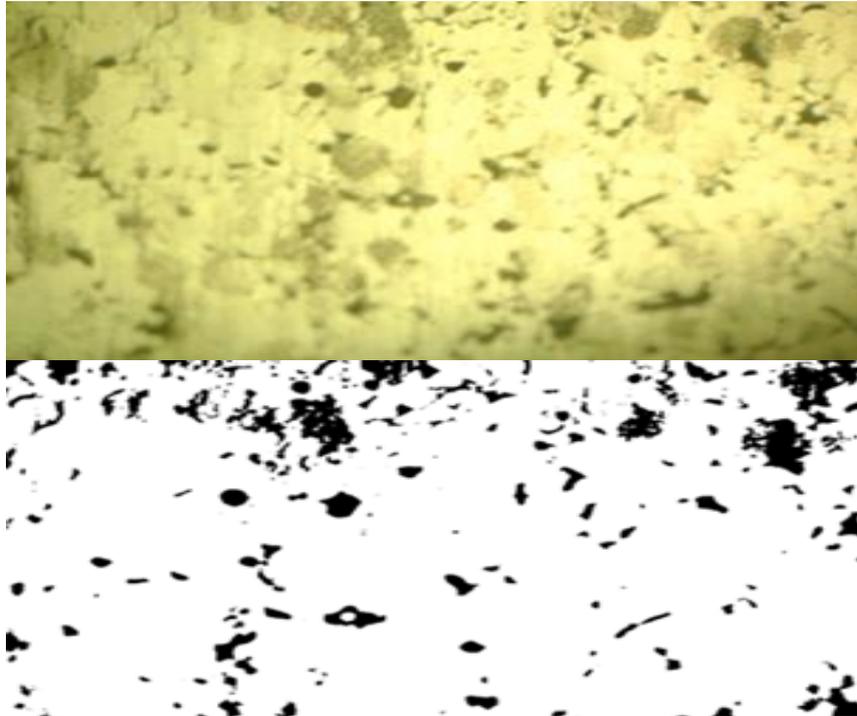
Por último en el análisis del efecto del tratamiento térmico en la microestructura, podemos ver como los espacios interlamelares claramente visibles en las probetas no tratadas térmicamente (Ver **Figura 4.1**), aparecen menos marcados en las probetas tratadas con llama oxiacetilénica, evidenciando un proceso de difusión térmica (Ver **Figura 4.3**).



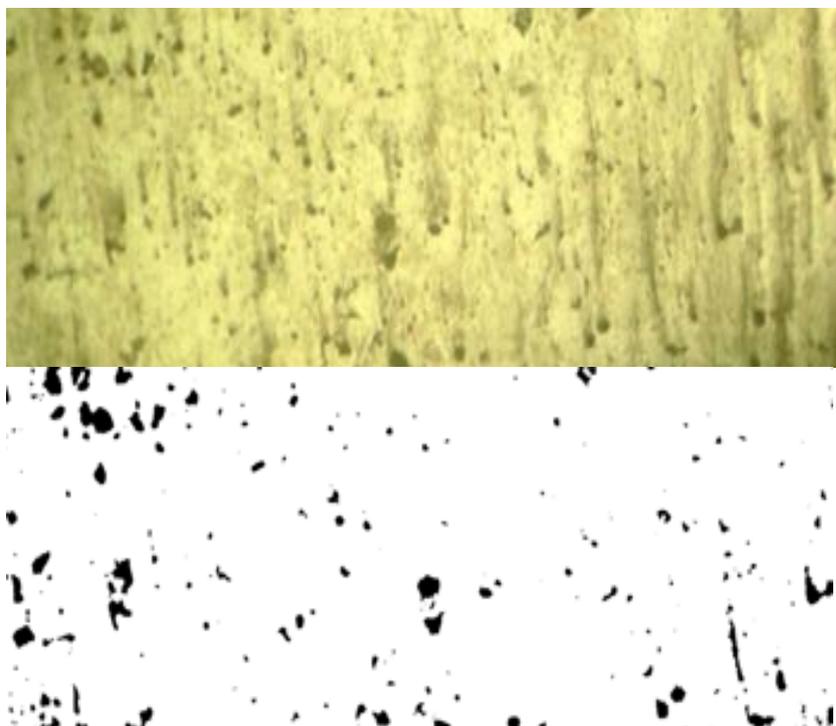
**Figura 4.3** Microestructura del recubrimiento Metco 16C-NS con tratamiento térmico (MEB 500X).

#### **4.1.2 Estudio de la Porosidad.**

Tomando 5 muestras de probetas tratadas y no tratadas térmicamente, obtuvimos con la ayuda de un microscopio óptico a 400x, imágenes digitales de las secciones transversales de las probetas estudiadas, con el uso de un procesador de imágenes se hizo un conteo de puntos filtrando colores, dividiéndolos en sus tonos más claros y más oscuros para obtener una imagen binaria (blanco y negro) donde las zonas más oscuras representan a los poros en la imagen como se puede notar en las **Figuras 4.4 y 4.5**. Con este mismo software se hizo una relación entre la cantidad de píxeles negros entre la cantidad total de píxeles de toda la imagen para así obtener un aproximado del porcentaje de porosidad de la muestra.



**Figura 4.4** Muestra sin tratamiento de mayor porosidad a 400X (24,16% porosidad)



**Figura 4.5** Muestra con tratamiento de menor porosidad a 400X (13,96% porosidad).

En las **Tablas 4.0 y 4.1**, encontramos los resultados dados por las muestras estudiadas, obteniendo un valor promedio aproximado de la porosidad de 24,16 %, para las probetas STT y un valor de 13,96 %, para las probetas CTT, arrojando una disminución del 10,2 %, lo cual, para las propiedades mecánicas en general, es un buen resultado, ya que con este incremento de la densidad del recubrimiento, se esperan mejoras en las propiedades según la literatura. Con esta disminución de porosidad, podemos decir que existe una densificación parcial en el recubrimiento. En la **Figura 4.6**, se nota que a pesar de que las microgrietas o microporos interlamelares, no desaparecen por completo con la densificación, existe una disminución de la presencia de estos. La existencia de porosidad en un recubrimiento, es algo que generalmente es perjudicial, sin embargo en algunas aplicaciones en ciertos procesos mecánicos, es necesaria la presencia de porosidad, como por ejemplo en elementos, que necesiten ser lubricados ya que los poros cumplen el trabajo de absorber o retener cierta cantidad de lubricante y de esta manera, existe una mejor y más eficiente lubricación en el trabajo que este recubrimiento desempeña.

<b>Muestra</b>	<b>% de Porosidad</b>
1	25.5
2	22.8
3	23.5
4	24.3
5	24.7
<b>Promedio</b>	<b>24.16</b>
<b>Desviación Estándar</b>	<b>1.05</b>

**Tabla 4.0** Porcentaje de porosidad para las probetas sin tratamiento térmico.

<b>Muestra</b>	<b>% de Porosidad</b>
1	12.5
2	14.3
3	14.1
4	13.7
5	15.2
<b>Promedio</b>	<b>13.96</b>
<b>Desviación Estándar</b>	<b>0.98</b>

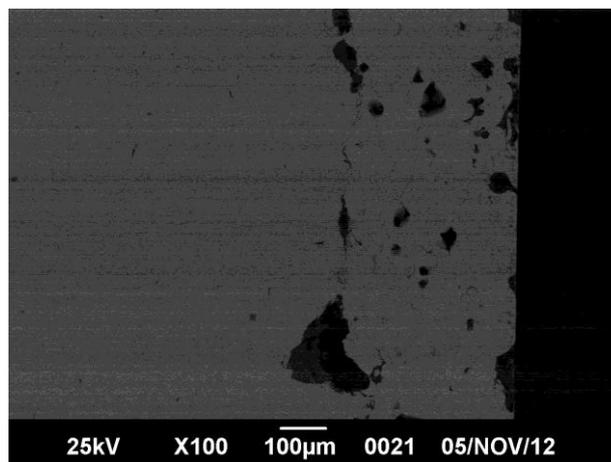
**Tabla 4.1** Porcentaje de porosidad para las probetas con tratamiento térmico.

#### **4.1.3 Caracterización Química.**

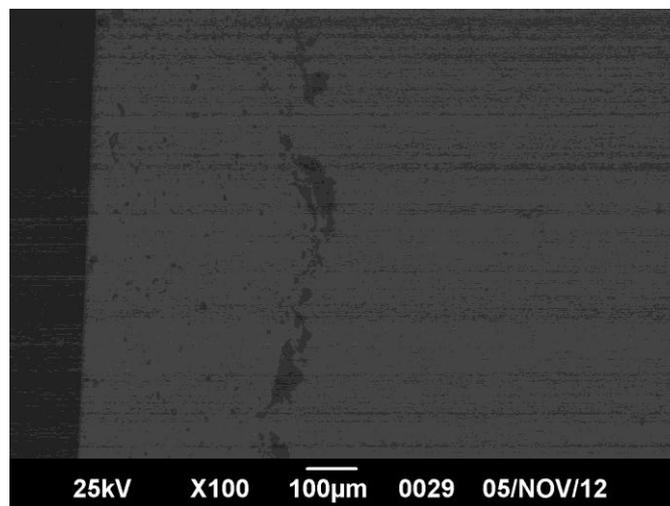
El análisis químico semicuantitativo, se realizó mediante la técnica de espectroscopia por dispersión en energía de rayos X (EDS) durante la sesión de Microscopía Electrónica de Barrido. Este estudio permitió conocer los diferentes elementos presentes en el recubrimiento y en el sustrato.

En las **Figuras 4.6 y 4.7** respectivamente, se muestra un análisis general por dispersión de energía de rayos X (EDS) realizada sobre el área del recubrimiento de las probetas no tratadas, **Figura 4.8 (Zona “A”)**, como las tratadas térmicamente, **Figura 4.9 (Zona “B”)**, en donde se puede verificar que no se produjo variaciones apreciables en la composición química del recubrimiento por efecto del tratamiento térmico. Se puede observar que para ambos casos en la zona indicada, la proporción de los elementos es muy similar, donde el elemento mayoritario presente es el níquel, lo que es de esperarse ya que el Metco 16C-NS posee este elemento químico como base, otro de los elementos que se encuentra en mayor proporción es el cromo, lo cual indica que la microestructura del recubrimiento posee fases compuesta de boruros de cromo, que corresponden a fases endurecedoras, que otorgan una mayor resistencia al desgaste y dureza al recubrimiento (*Rodríguez, 2002*), también se observa la presencia de silicio, que permite la formación de borosilicatos que previenen futuras oxidaciones de los elementos activos de la aleación (*Rodríguez, 2002*) y también la formación de

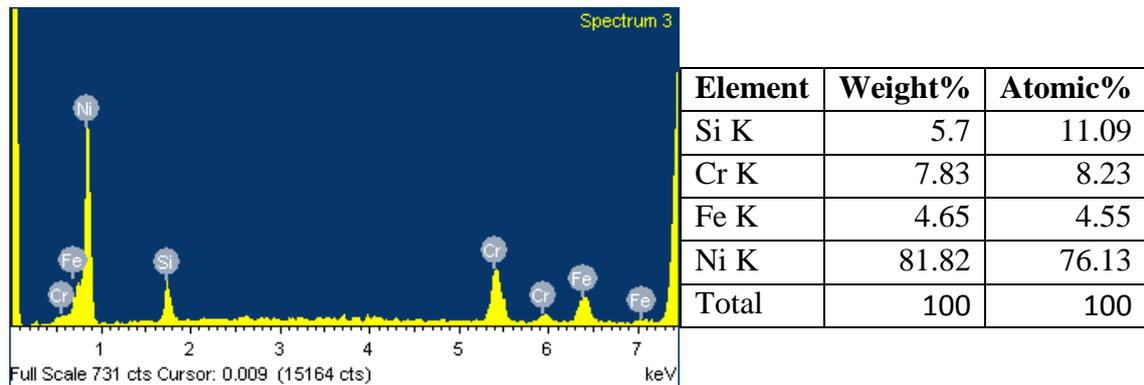
siliciuros de cromo, que le confieren al recubrimiento una mayor dureza (*Bilbao y Moreno, 2002*).



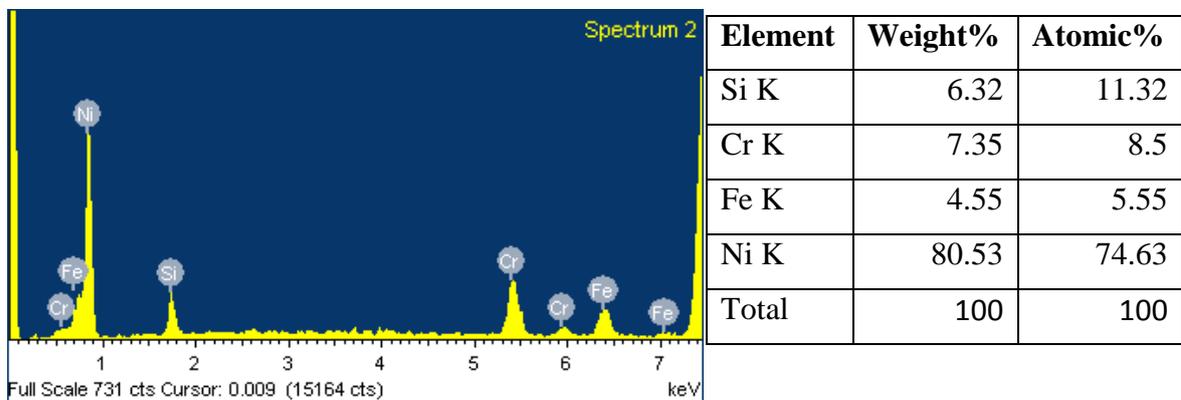
**Figura 4.6** Micrografía (MEB) del recubrimiento sin tratamiento térmico (100X).



**Figura 4.7** Micrografía (MEB) del recubrimiento con tratamiento térmico (50X).

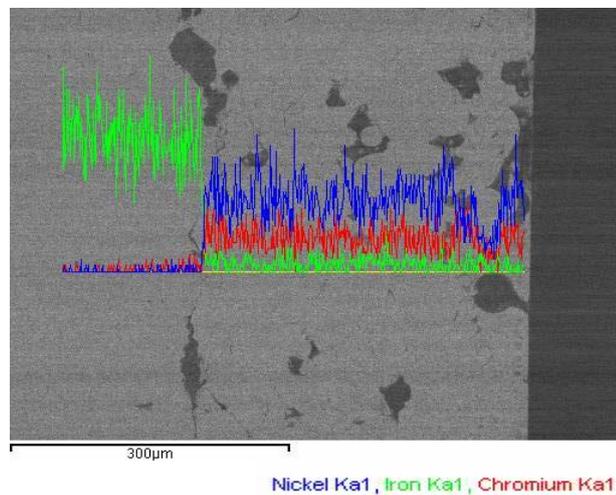


**Figura 4.8** Análisis general por dispersión de rayos X (EDS) de la microestructura del Metco 16C-NS, sin tratamiento térmico.

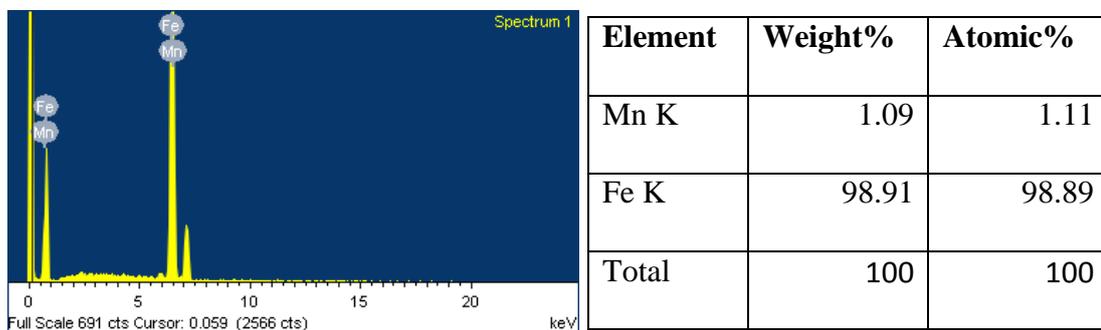


**Figura 4.9** Análisis general por dispersión de rayos X (EDS) de la microestructura del Metco 16C-NS, con tratamiento térmico.

Finalmente, se realizó un estudio puntual en la intercara, para la verificación de la ocurrencia de posibles fenómenos de difusión de los elementos químicos del recubrimiento hacia el sustrato, lo cual como se refleja en el espectro, **Figura 4.10**, no ocurrió. Adicionalmente, se procedió a realizar un análisis general por EDS, en la zona correspondiente al sustrato, con la finalidad de observar los elementos químicos existentes, en donde se encontró, la presencia de hierro y manganeso, lo que coincide con los principales elementos químicos del Acero SAE 1045 y además corrobora el hecho de que no hubo difusión de los elementos constituyentes del recubrimiento al sustrato como se menciona anteriormente.



**Figura 4.10** Interfase entre el sustrato de acero AISI 1045 y el recubrimiento Mecto 16C-NS.



**Figura 4.11** Análisis general por dispersión de rayos X (EDS) de la microestructura del sustrato de acero SAE 1045, sin tratamiento térmico.

## **4.2. ESTIMACIÓN DE LAS PROPIEDADES MECANICAS.**

### **4.2.1 Dureza.**

Para determinar la dureza del recubrimiento en ambas condiciones, se realizó un barrido de cargas que va, desde 10 gf a 1000 gf (10, 25, 50, 100, 200, 300, 500 y 1000 gf.) con 5 indentaciones por carga y un tiempo para cada indentación de 15 segundos. Las indentaciones se realizaron sobre la superficie transversal de las probetas, cuidando siempre que la longitud máxima de la huella, fuese permisible respecto al espesor del recubrimiento.

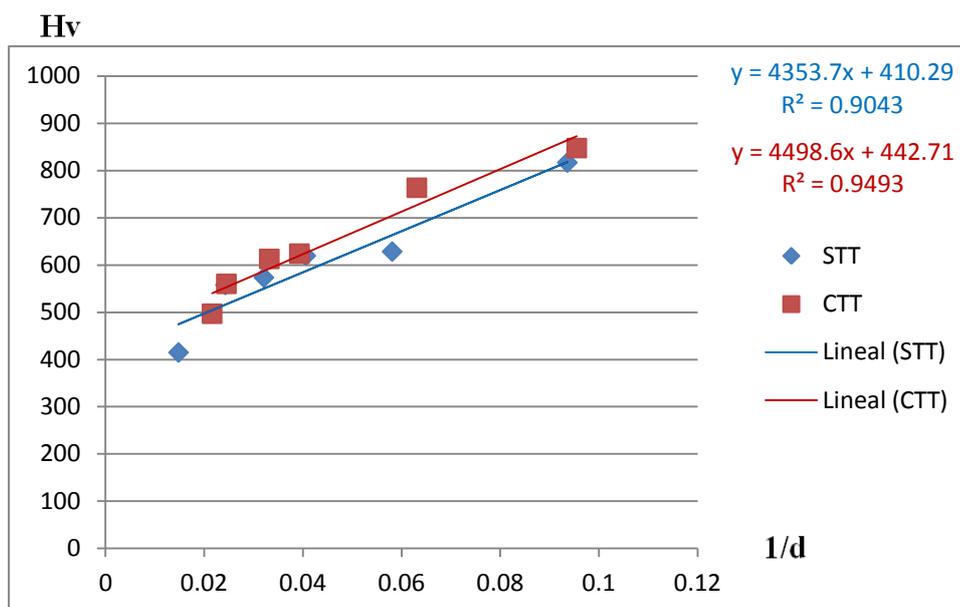
El indentador utilizado fue de geometría Vickers. Las mediciones varían con cada indentación, debido a la alta heterogeneidad del material depositado en ambos casos, tanto tratados como no tratados térmicamente. Se aplicó el modelo de *Thomas, 1987*, donde se toma en cuenta el efecto del tamaño de indentación ISE, por sus siglas en inglés (*Indentation Size Effect*), que propone, un ajuste lineal de los valores de dureza, respecto a una dimensión característica de las huellas residuales. Cuando se relaciona la dureza obtenida, con el inverso de la diagonal, este método permite extrapolar los valores de dureza correspondientes a cargas mayores que las ensayadas, consiguiendo un valor de dureza, cuando el tamaño de la huella tiende a infinito, llamado dureza absoluta. En las **Tablas 4.2 y 4.3**, mostradas a continuación, se encuentran para las cinco (5) indentaciones realizadas por carga, los valores de las diagonales  $d_1$  y  $d_2$ , su respectivo valor promedio, el valor del inverso de dicha diagonal promedio y el valor de la dureza obtenida, para finalmente mostrar los valores promedios de la dureza y el inverso de la diagonal, con su correspondiente desviación estándar, esto tanto para las probetas STT como CTT respectivamente.

Carga 50 g						Carga 100 g					
#	d1(μm)	d2 (μm)	Prom d1 y d2	1/d	HV	#	d1(μm)	d2 (μm)	Prom d1 y d2	1/d	HV
1	11.70	11.80	11.75	0.0851	671.60	1	17.50	17.10	17.30	0.0578	620.20
2	10.50	10.50	10.50	0.0952	841.00	2	17.80	17.30	17.55	0.0570	602.50
3	9.80	9.80	9.80	0.1020	965.40	3	17.40	18.40	17.90	0.0559	579.20
4	11.70	11.70	11.70	0.0855	677.30	4	15.60	15.80	15.70	0.0637	752.90
5	10.00	10.00	10.00	0.1000	927.20	5	17.80	17.80	17.80	0.0562	585.80
<b>Promedio</b>				<b>0.0936</b>	<b>816.50</b>	<b>Promedio</b>				<b>0.0581</b>	<b>628.12</b>
<b>Desviacion Estandar</b>				<b>0.0080</b>	<b>137.29</b>	<b>Desviacion Estandar</b>				<b>0.0032</b>	<b>71.54</b>
Carga 200 g						Carga 300 g					
#	d1(μm)	d2 (μm)	Prom d1 y d2	1/d	HV	#	d1(μm)	d2 (μm)	Prom d1 y d2	1/d	HV
1	22.9	22.7	22.80	0.0439	714.20	1	31.9	27.5	29.70	0.0337	631.30
2	26	27.2	26.60	0.0376	524.30	2	31.6	34.5	33.05	0.0303	509.60
3	27.6	28.2	27.90	0.0358	477.60	3	30.1	30.9	30.50	0.0328	598.20
4	21.7	21.5	21.60	0.0463	795.20	4	30.2	30.3	30.25	0.0331	608.50
5	24.2	26.3	25.25	0.0396	585.10	5	31.9	33.7	32.80	0.0305	518.20
<b>Promedio</b>				<b>0.0406</b>	<b>619.28</b>	<b>Promedio</b>				<b>0.0321</b>	<b>573.16</b>
<b>Desviacion Estandar</b>				<b>0.0044</b>	<b>132.50</b>	<b>Desviacion Estandar</b>				<b>0.0016</b>	<b>55.49</b>
Carga 500 g						Carga 1000 g					
#	d1(μm)	d2 (μm)	Prom d1 y d2	1/d	HV	#	d1(μm)	d2 (μm)	Prom d1 y d2	1/d	HV
1	37.10	37.10	37.10	0.0270	673.60	1	68.6	66.3	67.45	0.0148	408.20
2	43.30	43.30	43.30	0.0231	494.50	2	69.2	68.8	69.00	0.0145	390.40
3	42.80	42.80	42.80	0.0234	502.60	3	69.8	69.8	69.80	0.0143	412.30
4	43.80	43.80	43.80	0.0228	481.10	4	62.4	65.6	64.00	0.0156	453.50
5	39.80	39.40	39.60	0.0253	591.30	5	64.7	70.1	67.40	0.0148	408.30
<b>Promedio</b>				<b>0.0243</b>	<b>557.36</b>	<b>Promedio</b>				<b>0.0148</b>	<b>414.54</b>
<b>Desviacion Estandar</b>				<b>0.0018</b>	<b>82.23</b>	<b>Desviacion Estandar</b>				<b>0.0005</b>	<b>23.37</b>

**Tabla 4.2** Valores de Dureza con diferentes cargas de Indentación para las probetas sin tratamiento térmico.

Carga 50 g						Carga 100 g					
#	d1(μm)	d2 (μm)	Prom d1 y d2	1/d	HV	#	d1(μm)	d2 (μm)	Prom d1 y d2	1/d	HV
1	10.70	10.70	10.70	0.0935	809.90	1	15.4	15.8	15.60	0.0641	762.6
2	9.80	9.80	9.80	0.1020	965.40	2	14.4	15.2	14.80	0.0676	770.5
3	10.70	10.80	10.75	0.0930	802.30	3	14.6	14.6	14.60	0.0685	852
4	10.50	10.50	10.50	0.0952	841.00	4	16	17.5	16.75	0.0597	730.4
5	10.50	10.80	10.65	0.0939	817.50	5	18.2	17.6	17.90	0.0559	700.5
<b>Promedio</b>				<b>0.0955</b>	<b>847.22</b>	<b>Promedio</b>				<b>0.0631</b>	<b>763.20</b>
<b>Desviacion Estandar</b>				<b>0.0037</b>	<b>67.64</b>	<b>Desviacion Estandar</b>				<b>0.0053</b>	<b>56.89</b>
Carga 200 g						Carga 300 g					
#	d1(μm)	d2 (μm)	Prom d1 y d2	1/d	HV	#	d1(μm)	d2 (μm)	Prom d1 y d2	1/d	HV
1	22.70	22.70	22.70	0.0441	610.30	1	28.80	28.80	28.80	0.0347	670.70
2	25.60	25.60	25.60	0.0391	620.40	2	30.00	30.00	30.00	0.0333	618.10
3	28.20	28.20	28.20	0.0355	615.50	3	30.30	30.30	30.30	0.0330	606.00
4	27.80	27.80	27.80	0.0360	620.20	4	31.50	31.40	31.45	0.0318	562.40
5	23.80	23.90	23.85	0.0419	652.50	5	30.30	30.30	30.30	0.0330	606.00
<b>Promedio</b>				<b>0.0393</b>	<b>623.78</b>	<b>Promedio</b>				<b>0.0332</b>	<b>612.64</b>
<b>Desviacion Estandar</b>				<b>0.0037</b>	<b>16.58</b>	<b>Desviacion Estandar</b>				<b>0.0010</b>	<b>38.77</b>
Carga 500 g						Carga 1000 g					
#	d1(μm)	d2 (μm)	Prom d1 y d2	1/d	HV	#	d1(μm)	d2 (μm)	Prom d1 y d2	1/d	HV
1	41	43.8	42.40	0.0236	516.40	1	46.30	46.30	46.30	0.0216	367.30
2	49.8	46.1	47.95	0.0209	403.50	2	46.00	46.00	46.00	0.0217	479.30
3	36.2	36.8	36.50	0.0274	696.30	3	46.20	46.20	46.20	0.0216	466.50
4	41.5	43.1	42.30	0.0236	510.70	4	46.30	46.30	46.30	0.0216	413.70
5	35.7	38.6	37.15	0.0269	672.20	5	46.80	46.80	46.80	0.0214	556.10
<b>Promedio</b>				<b>0.0245</b>	<b>559.82</b>	<b>Promedio</b>				<b>0.0216</b>	<b>496.58</b>
<b>Desviacion Estandar</b>				<b>0.0027</b>	<b>122.46</b>	<b>Desviacion Estandar</b>				<b>0.0001</b>	<b>93.78</b>

**Tabla 4.3** Valores de Dureza con diferentes cargas de Indentacion para las probetas con tratamiento térmico.



**Figura 4.12** Comparación de las líneas de tendencia obtenidas de las graficas de Dureza Vickers vs. Inversa de la diagonal para probetas sin tratamiento térmico y con tratamiento térmico.

En la **Figura 4.2**, se observa que para valores de dureza más altos, corresponden tamaños de huella más pequeños, es decir mayor dureza para valores de 1/d más grandes. Esto evidencia el efecto del tamaño de la indentación sobre el valor de dureza obtenido, justificando la aplicación del modelo de Thomas para estimar el valor de la dureza absoluta, que en nuestro caso fue de 410 HV para las probetas no tratadas y 443 HV para las tratadas térmicamente, es decir que en general el tratamiento térmico incremento en un 7,32 % la dureza absoluta de este recubrimiento. Cabe destacar que los valores obtenidos de dureza están por debajo de los valores reportados por *Cadenas (2005)*, quien uso también un recubrimiento base níquel obteniendo valores de 671 HV para el recubrimiento STT y 772 HV para el recubrimiento CTT, esta diferencia se puede atribuir a que el recubrimiento usado por *Cadenas*, posee adicionalmente tungsteno y carbono que permiten la formación de carburos de tungsteno otorgándole una mayor dureza al recubrimiento. El incremento en la dureza que muestran las probetas tratadas térmicamente a la llama, podría estar relacionado con varios factores. El

primer factor sería, que el recubrimiento CTT es más homogéneo, más denso y con menos porosidad, lo que implica una mayor resistencia cohesiva entre las partículas rociadas, lo cual se corresponde a los estudios realizados por *X.C Zhang et al 2008*, donde asegura que la disminución de la porosidad y una superficie más densa, contribuyen a una mejora de la dureza. El segundo factor sería la forma rápida en que es aplicado este tratamiento térmico, lo que puede producir endurecimiento por precipitación de la matriz de níquel (*Rodríguez, 2002*). Y como tercer factor, es probable que exista una mejor distribución, en el recubrimiento CTT de las fases duras, compuestas por boruros y siliciuros de cromo, como se evidencio en la caracterización química realizada en la sección 4.1.2.

#### **4.2.2 Modulo de Elasticidad.**

El cálculo del módulo elástico en los recubrimientos metálicos, es algo que no se puede medir con un ensayo convencional de tracción, por esto es necesario recurrir a métodos indirectos, para poder realizar una estimación de las propiedades elásticas que el recubrimiento presenta, como se hizo en este trabajo. A través de la metodología planteada por *Marshall et al 1982*, se pudo encontrar un valor de referencia para la propiedad analizada en esta sección. Utilizando la **Ecuación 1.7**, desarrollada y explicada en la sección 2.6.2, aplicada sobre datos obtenidos en indentaciones en la sección transversal del recubrimiento, se obtuvieron así los valores de módulo elástico o módulo de Young que están representados en las **Tablas 4.4** y **4.5**, de las probetas sin tratamiento térmico y con tratamiento térmico respectivamente. Se trabajó con microindentación Knoop que es similar al indentador Vickers, excepto que la pirámide de diamante tiene diagonales de longitud desigual, resultando en una impresión que tiene una diagonal con una longitud siete veces la diagonal más corta. Cabe destacar que para el adecuado uso de este método es necesario generar huellas totalmente simétricas, para que la recuperación elástica de las diagonales sea la adecuada y poder aplicar las ecuaciones efectivamente y así obtener una mejor confiabilidad en los resultados obtenidos.

HV(GPa)	Carga(g)	d1	d2	d2/d1	E(GPa)
4	200	68.1	8.9	0.13069016	180.78
		37.8	4.9	0.12962963	163.38
		37.8	4.9	0.12962963	163.38
		67.5	8.9	0.13185185	204.66
		68.1	8.9	0.13069016	180.78
		67.5	8.9	0.13185185	204.66
		67.5	8.9	0.13185185	204.66
				<b>Promedio</b>	<b>186.04</b>

**Tabla 4.4** Valores del módulo de elasticidad para probetas sin tratamiento térmico.

HV(GPa)	Carga(g)	d1	d2	d2/d1	E(GPa)
4.33	200	37.8	4.9	0.12962963	175.63
		67.5	8.9	0.13185185	220.01
		65.8	8.6	0.13069909	194.51
		65.8	8.6	0.13069909	194.51
		67.5	8.9	0.13185185	220.01
		65.8	8.6	0.13069909	194.51

**Tabla 4.5** Valores del módulo de elasticidad para probetas con tratamiento térmico.

El valor promedio para las probetas no tratadas fue de 186 GPa y para las probetas tratadas térmicamente de 200 GPa (**Tabla 4.4** y **Tabla 4.5** respectivamente).

El comportamiento elástico de los recubrimientos termorrociados, está sujeto a las características que este pueda presentar tanto física como químicamente. En esta propiedad mecánica, se involucra de gran manera la porosidad del material, que es una característica física que fue medida en la **Sección 4.1**, ya que esta representa, la cantidad de discontinuidades del material, que condicionan de alguna manera el modulo elástico y también su comportamiento plástico, debido a las concentraciones de esfuerzos que en los recubrimientos pueden generarse en los poros y grietas. La tendencia de aumento registrado del módulo elástico de 186 GPa a 200 GPa, lo cual representa un 7.43% de incremento generado por el tratamiento térmico, puede ser asociada con la cantidad de porosidad del recubrimiento según *Zhou et al 2006*, quien nos plantea que una disminución en el porcentaje de porosidad, como el que experimento el recubrimiento tratado térmicamente de nuestro estudio, conlleva a un aumento apreciable en las propiedades elásticas del sólido analizado. En cuanto a los valores encontrados del modulo elástico, estos están dentro del intervalo observado en la literatura, el cual entre 150 GPa y 300 GPa para recubrimientos termorrociados, ahora desde el punto de vista de la composición química del recubrimiento metálico utilizado en este trabajo, el cual tiene un 80% de níquel (Ni), cuyo valor del modulo elástico es de aproximadamente 205 GPa, se puede inferir que los valores obtenidos del recubrimiento tanto STT como CTT, se encuentran por debajo de este valor teórico, sin embargo son cercanos, lo cual podría darnos una idea de fiabilidad del método de *Marshall et al 1982*, y además garantizarnos que este método no genere una sobrestimación de los valores del modulo de elasticidad, pues es de esperarse teóricamente que el níquel al ser un sólido volumétrico que no posee la heterogeneidad de los recubrimientos, presente un modulo elástico mayor.

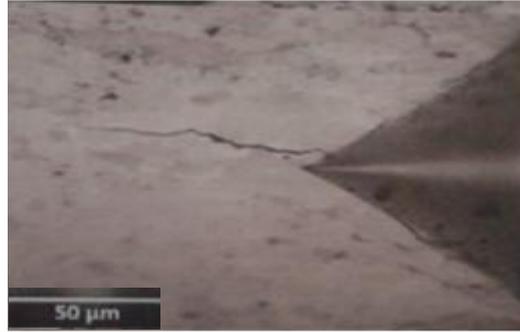
### 4.2.3 Tenacidad de Fractura Aparente.

Para el estudio de la tenacidad de fractura se efectuaron indentaciones Vickers a diferentes cargas en la sección transversal de los recubrimientos tanto de las probetas STT como CTT. Se obtuvieron huellas para cargas entre 10gf y 50.000gf, durante 15 segundos cada una, siendo el rango para el equipo de microindentación de (10, 24, 50, 100, 200, 300, 500, 1000 gf) y para el equipo de macroindentación de (1, 2, 3, 5, 10, 20, 30 y 50 kgf), esto con la finalidad de encontrar, la carga crítica que produzca grietas, dicha carga determinada fue de 30Kgf tanto para las probetas STT como las CTT.

Teniendo esta carga crítica definida, se procedió a realizar 5 indentaciones en ambos tipos de probetas, en las **Figura 4.13**, se muestran las fotomicrografías por microscopía óptica, correspondientes a las huella de indentación y la respectiva grieta generada. Como se puede observar en estas **Figura 4.14**, para los dos tipos de probetas, las grietas generadas fueron del tipo mediana radial y se generaron de forma paralela a la interfaz sustrato-recubrimiento, con origen en las esquinas de la huella indentada donde se encuentran la mayor concentración de esfuerzos.



**Figura 4.13** Fotomicrografía por microscopía óptica tomada a 400X, donde se observa la grieta generada por la indentación Vickers, en probetas STT.



**Figura 4.14** Fotomicrografía por microscopia óptica tomada a 400X, donde se observa la grieta generada por la indentación Vickers, en probetas CTT.

Luego, empleando la dureza Vickers y el módulo de elasticidad hallados anteriormente y haciendo uso de la longitud de la grieta, medida desde el vértice de la indentación, se procedió a utilizar la **Ecuación**, planteada por Laugier mostrada en la sección 3.2.3, y de esta manera construir las **Tablas 4.6 y 4.7**, correspondientes a los valores de longitud de grieta, dureza, modulo de de elasticidad y valor promedio de la tenacidad a la fractura tanto en las probetas STT como CTT.

Longitud de la Grieta( $\mu\text{m}$ )	Dureza Vickers (GPa)	Modulo de Elasticidad (GPa)	Tenacidad a la Fractura( $\text{MPa}\cdot\sqrt{m}$ )
116.5	4	186	6.9
118.1	4	186	6.8
115.6	4	186	6.4
113.5	4	186	7.3
110.8	4	186	7.4
<b>Promedio</b>			<b>6.96</b>
<b>D.E</b>			<b>0.40</b>

**Tabla 4.6** Valores de la tenacidad a la fractura de recubrimientos STT.

Longitud de la Grieta( $\mu\text{m}$ )	Dureza Vickers (GPa)	Modulo de Elasticidad (GPa)	Tenacidad a la Fractura( $\text{MPa}\cdot\sqrt{m}$ )
110.4	4.33	200	7.8
113.6	4.33	200	7.2
111.4	4.33	200	7.4
112.7	4.33	200	7.3
109.2	4.33	200	7.9
<b>Promedio</b>			<b>7.52</b>
<b>D.E</b>			<b>0.31</b>

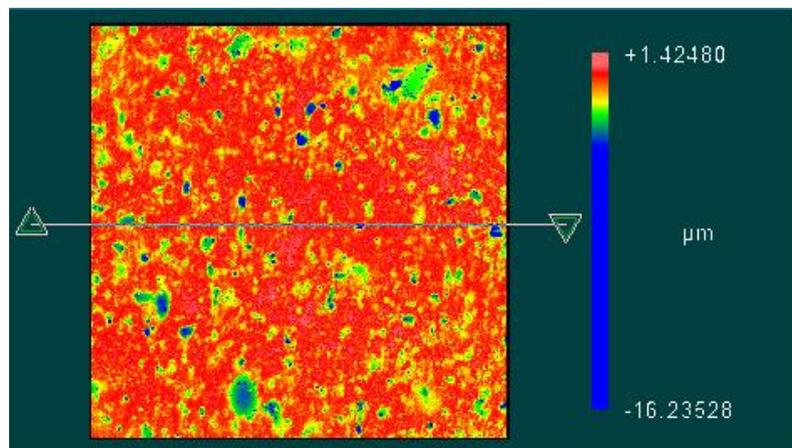
**Tabla 4.7** Valores de la tenacidad a la fractura de recubrimientos CTT.

De acuerdo a los valores de tenacidad a la fractura mostrados en las **Tablas 4.6 y 4.7**, tenemos que las probetas STT reportan un valor promedio de  $6,96 \text{ MPa}\cdot\sqrt{m}$  y las probetas CTT de  $7,52 \text{ MPa}\cdot\sqrt{m}$ , lo cual representa un aumento del 7,44 %, el cual puede estar relacionado al hecho de que con el proceso de tratamiento térmico hubo una disminución de la porosidad y de las grietas interlamelares y por ende en el momento de producirse las grietas estas no se propagaron con tanta facilidad como en el caso de las probetas STT, lo cual concuerda con los estudios de *Uzategui y Pena (2011)*, quienes plantean que los espaciamentos interlamelares en el instante antes de la formación de las grietas,

conectan los poros existentes en la microestructura, permitiendo un mayor y mas rápido crecimiento de estas, arrojando una disminución del valor de la tenacidad a la fractura. Igualmente es importante destacar que en las **Tablas 4.6 y 4.7**, se muestra que a menores valores de longitud de grieta, mayores son los valores de la tenacidad a la fractura, lo cual es de esperarse teóricamente, dado que la tenacidad a la fractura por indentación pasa por el cálculo de la longitud de grieta desarrollada en las esquinas de la indentación y es inversamente proporcional a esta, como lo indica la **Ecuación**. Finalmente se puede decir que el incremento de la tenacidad a la fractura, está relacionado también, con el hecho de que el proceso de densificación producto del calentamiento con llama oxiacetilénica permite una mejor compactación, es decir una mejor cohesión entre lamelas y una mayor unión entre las partículas, haciendo mas tortuoso el camino de extensión de la grieta durante la indentación y de esta manera dificultando su avance, lo cual redundara en una mayor tenacidad a la fractura como realmente ocurrió.

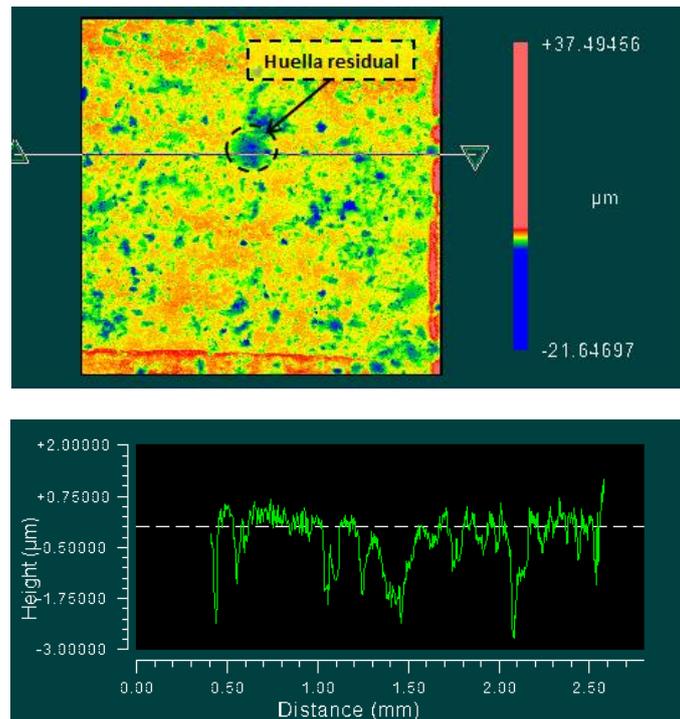
#### 4.2.4 Esfuerzo de Fluencia.

El estudio del esfuerzo de fluencia, se realizó mediante el método de indentación esférica, a partir del tratamiento en conjunto, de las ecuaciones de mecánica de contacto propuestas por Hertz y los criterios convencionales de fluencia, explicados ampliamente los Capítulos I y II. Se realizaron varias indentaciones esféricas a diferentes cargas, con el objetivo de encontrar la máxima carga que no generara huella residual en la superficie del recubrimiento. Dichas indentaciones se realizaron en la superficie del recubrimiento, a diferencia de los ensayos previos, debido a las cargas utilizadas y dimensiones del indentador. Esta propiedad, depende estrechamente de la dureza y del módulo elástico del material. Mediante una imagen electrónica de la superficie obtenida por interferometría de luz blanca, se pudo determinar la máxima carga que no genera huella residual en el recubrimiento. La imagen de la **Figura 4.15**, corresponde a la indentación realizada con carga de 1kgf, donde no se aprecia ningún tipo de huella característica del indentador.



**Figura 4.15** Imagen de interferometría para la indentación de 1Kgf con vista superior a la superficie del recubrimiento.

A partir de la carga de 2Kgf, comienza a ser visible en las imágenes obtenidas por interferometría, una huella residual muy pequeña sobre la superficie del recubrimiento, la cual se evidencia en las imágenes de la **Figura 4.16**, donde se muestra una vista superior de la huella y el perfil de profundidad correspondiente.



**Figura 4.16** Imagen de luz blanca de la superficie del recubrimiento con una carga aplicada de 2Kgf obtenida por interferometría con lente de aumento de 50X (arriba) y perfil de profundidad (abajo).

En ambos casos de estudio, probetas sometidas a tratamiento térmico y probetas sin tratamiento, se obtuvo un comportamiento similar generando huellas residuales para cargas por encima de 2Kgf, es decir, a partir de esta carga se empezó a notar la huella residual en la superficie indentada. Por lo tanto el valor de carga empleado en el cálculo de los esfuerzos principales y esfuerzo cortante en el recubrimiento fue 1Kgf (9,81 N), por ser esta la carga máxima que no generó huella en la superficie del recubrimiento estudiado para ambas condiciones.

z (mm)	$\zeta_a$	Esfuerzos Principales (Mpa)			Esfuerzo de Von Mises (MPa)
		$\sigma_x, \sigma_y$	$\sigma_z$	$\tau_{max}$	
1.00E-03	2.36E-02	1.96E+03	2.60E+03	3.21E+02	641.7518
1.10E-02	2.59E-01	1.01E+03	2.44E+03	7.15E+02	1430.0584
1.20E-02	2.83E-01	9.39E+02	2.41E+03	7.35E+02	1470.8016
1.30E-02	3.06E-01	8.73E+02	2.38E+03	7.53E+02	1505.7049
1.40E-02	3.30E-01	8.12E+02	2.35E+03	7.68E+02	1535.0859
1.80E-02	4.24E-01	6.02E+02	2.21E+03	8.02E+02	1603.8547
1.90E-02	4.48E-01	5.57E+02	2.17E+03	8.05E+02	1610.4652
2.00E-02	4.71E-01	5.16E+02	2.13E+03	8.07E+02	1613.4676
2.10E-02	4.95E-01	4.77E+02	2.09E+03	8.07E+02	1613.1608
2.20E-02	5.19E-01	4.41E+02	2.05E+03	8.05E+02	1609.8319
2.30E-02	5.42E-01	4.08E+02	2.01E+03	8.02E+02	1603.7567
2.40E-02	5.66E-01	3.76E+02	1.97E+03	7.98E+02	1595.1980
2.50E-02	5.89E-01	3.47E+02	1.93E+03	7.92E+02	1584.4052
3.60E-02	8.49E-01	1.37E+02	1.51E+03	6.88E+02	1375.7833
5.10E-02	1.20E+00	2.90E+01	1.06E+03	5.18E+02	1035.3270
5.20E-02	1.23E+00	2.54E+01	1.04E+03	5.07E+02	1014.6310
5.60E-02	1.32E+00	1.34E+01	9.49E+02	4.68E+02	935.6156
5.70E-02	1.34E+00	1.09E+01	9.28E+02	4.58E+02	916.8271
5.80E-02	1.37E+00	8.66E+00	9.07E+02	4.49E+02	898.4286
5.90E-02	1.39E+00	6.57E+00	8.87E+02	4.40E+02	880.4195
6.00E-02	1.41E+00	4.64E+00	8.67E+02	4.31E+02	862.7985
6.10E-02	1.44E+00	2.87E+00	8.48E+02	4.23E+02	845.5630
6.20E-02	1.46E+00	1.23E+00	8.30E+02	4.14E+02	828.7098
6.30E-02	1.49E+00	-2.80E-01	8.12E+02	4.06E+02	812.2349

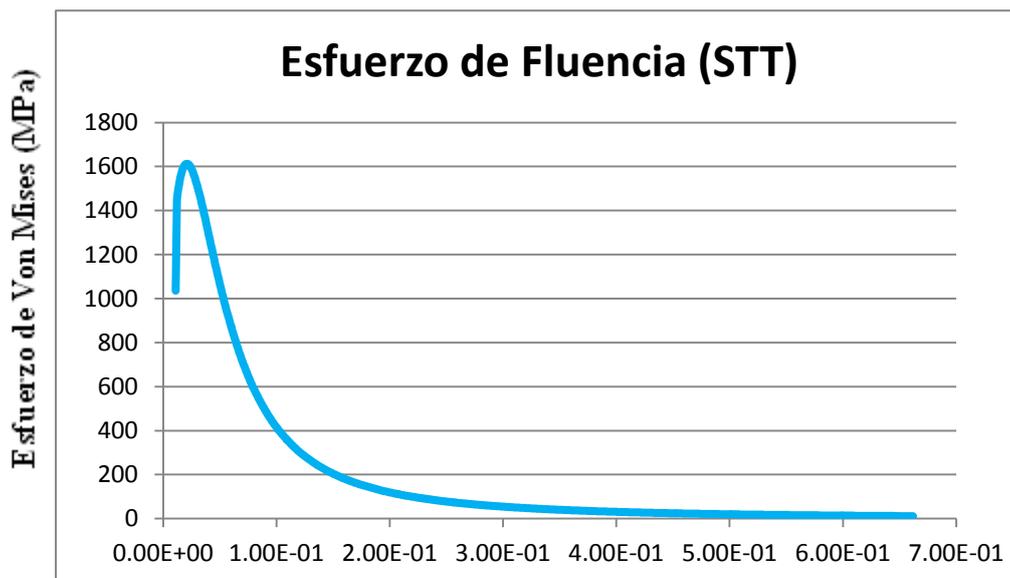
**Tabla 4.8** Distribución de los esfuerzos principales y el esfuerzo de Von Mises a lo largo de la profundidad bajo la superficie de la indentación de las

Con la carga seleccionada de 1Kgf y un módulo elástico de 186 GPa, correspondiente a las probetas no tratadas, se procedió a calcular el radio de contacto teórico “a”, según las ecuaciones de Hertz, el cual fue de 42,4  $\mu\text{m}$ . A partir de este radio de contacto y la presión máxima, se calcularon los esfuerzos principales y los esfuerzos de Von Mises, mostrados en la **Tabla 4.8**, en función de la profundidad de recubrimiento, por debajo de la superficie indentada. El esfuerzo de Von Mises o esfuerzo de fluencia toma su valor máximo de 1613 MPa a una profundidad de 20,25  $\mu\text{m}$  (**Figura 4.17**). Por otra parte, para el valor del modulo elástico de 200 GPa, correspondiente a las muestras tratada térmicamente y empleando la carga de 1 Kgf, se calculó el radio de contacto “a” cuyo valor fue de 41,1  $\mu\text{m}$ . Partiendo de este radio y el valor de presión máxima, se calcularon los esfuerzos principales y el esfuerzo de Von Mises, en función de la profundidad como se muestra en la **Tabla 4.9**, encontrándose un valor máximo de esfuerzo de Von Mises igual a 1711 MPa a 20  $\mu\text{m}$  de profundidad (**Figura 4.18**).

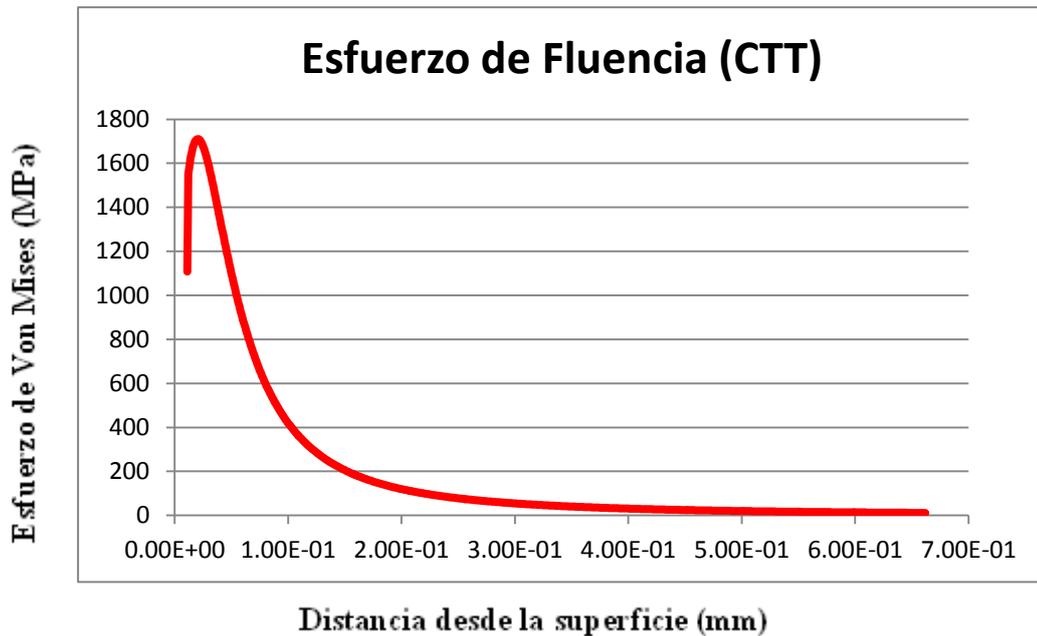
z (mm)	$\zeta_a$	Esfuerzos Principales (MPa)			Esfuerzo de Von Mises (MPa)
		$\sigma_x, \sigma_y$	$\sigma_z$	$\tau_{\max}$	
1.00E-03	2.43E-02	2.07E+03	2.76E+03	3.42E+02	684.222861
1.10E-02	2.67E-01	1.04E+03	2.58E+03	7.66E+02	1531.3145
1.20E-02	2.91E-01	9.70E+02	2.54E+03	7.87E+02	1573.58484
1.60E-02	3.88E-01	7.16E+02	2.40E+03	8.41E+02	1681.9872
1.70E-02	4.13E-01	6.62E+02	2.36E+03	8.48E+02	1695.78873
1.80E-02	4.37E-01	6.12E+02	2.32E+03	8.53E+02	1705.0136
1.90E-02	4.61E-01	5.66E+02	2.28E+03	8.55E+02	1710.02235
<b>2.00E-02</b>	<b>4.85E-01</b>	<b>5.22E+02</b>	<b>2.23E+03</b>	<b>8.56E+02</b>	<b>1711.1653</b>
2.10E-02	5.10E-01	4.82E+02	2.19E+03	8.54E+02	1708.78071
2.20E-02	5.34E-01	4.44E+02	2.15E+03	8.52E+02	1703.19321
2.30E-02	5.58E-01	4.09E+02	2.10E+03	8.47E+02	1694.71259
2.40E-02	5.83E-01	3.77E+02	2.06E+03	8.42E+02	1683.63292
3.00E-02	7.28E-01	2.27E+02	1.80E+03	7.88E+02	1576.96107
4.50E-02	1.09E+00	5.34E+01	1.26E+03	6.02E+02	1204.97173
4.60E-02	1.12E+00	4.77E+01	1.23E+03	5.90E+02	1180.6768
4.70E-02	1.14E+00	4.24E+01	1.20E+03	5.78E+02	1156.72266
4.80E-02	1.17E+00	3.75E+01	1.17E+03	5.67E+02	1133.13235

4.90E-02	1.19E+00	3.30E+01	1.14E+03	5.55E+02	1109.92503
5.00E-02	1.21E+00	2.89E+01	1.12E+03	5.44E+02	1087.11639
5.10E-02	1.24E+00	2.50E+01	1.09E+03	5.32E+02	1064.71903
5.20E-02	1.26E+00	2.15E+01	1.06E+03	5.21E+02	1042.74278
6.30E-02	1.53E+00	-2.96E+00	8.27E+02	4.15E+02	829.613021
6.40E-02	1.55E+00	-4.26E+00	8.09E+02	4.06E+02	812.787074
6.50E-02	1.58E+00	-5.45E+00	7.91E+02	3.98E+02	796.363673

**Tabla 4.9** Distribución de los esfuerzos principales y el esfuerzo de Von Mises a lo largo de la profundidad bajo la superficie de la indentación de las probetas tratadas térmicamente.



**Figura 4.17** Esfuerzo de Von Mises versus la distancia desde la superficie en la probeta sin tratamiento térmico.



**Figura 4.18** Esfuerzo de Von Mises versus la distancia desde la superficie en las probetas con tratamiento térmico.

En las gráficas de las **Figuras 4.17 y 4.18**, se observa el comportamiento del esfuerzo de fluencia, para probetas no tratadas y tratadas térmicamente, en función de la profundidad del recubrimiento, por debajo de la superficie indentada alcanzando valores máximos de 1613 MPa y 1711 MPa respectivamente, lo que supone un aumento del 5,70 % con respecto al valor de la probeta no tratada térmicamente. Al comparar el resultado obtenido por *La Barbera (2008)*, para un recubrimiento Colmonoy 88, usando una metodología similar a la que se usó en este trabajo y cuyo valor aproximado fue de 2200 MPa, podemos ver que los valores resultantes en nuestros recubrimientos, son cercanos a dicho valor lo que es de esperarse ya que ambos recubrimientos son de base níquel. Enfocándonos en el efecto que generó el tratamiento térmico, la tendencia que se observó es la de un aumento del esfuerzo de fluencia lo cual, se podría atribuir a la disminución de la porosidad, que a la vez representa una disminución de los concentradores de esfuerzo en el sólido, traducándose en un mejor comportamiento elástico, como también indico en su investigación *Zhou (2006)*.

Es importante destacar que las ecuaciones en las que se basa este método, consideran sólidos continuos por lo que haría falta un factor de corrección al considerar las discontinuidades que presenta la heterogeneidad del sólido estudiado.

## CAPÍTULO V

### CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES.

Del análisis de los resultados obtenidos en el presente trabajo se puede concluir que:

- El recubrimiento depositado por la técnica de proyección térmica por plasma, con una aleación de base níquel conocida comercialmente como Metco 16C-NS, es heterogéneo y presenta una microestructura tipo lamelar, en la que se pueden apreciar gotas que han fundido parcialmente, grietas interlamelares y porosidad.
- El tratamiento térmico posterior por llama oxiacetilénica, generó una disminución de la porosidad, de 24,16 % a 13,96 %, lo cual se traduce en la densificación aparente del sólido, con un aumento en la difusión entre lamelas.
- El tratamiento térmico, no produjo variaciones apreciables en la composición química del recubrimiento.
- El tratamiento térmico aumento la dureza del recubrimiento de 410 HV a 443 HV, lo cual puede ser atribuido a la disminución de la porosidad.
- El valor del módulo de elasticidad, aumento de de 186 GPa a 200 GPa, lo cual puede estar relacionado a la disminución en el porcentaje de porosidad, que experimento el recubrimiento tratado térmicamente de nuestro estudio.
- El valor de tenacidad a la fractura, es mayor en las probetas tratadas térmicamente ( $6,96 \text{ MPa}\cdot\sqrt{m}$ ) en comparacion con las probetas sin tratamiento térmico ( $7,52 \text{ MPa}\cdot\sqrt{m}$ ), lo cual representa un incremento del 7,44%. Este resultado está directamente relacionado con la disminución de la porosidad, la mayor cohesión entre lamelas y menor extensión de las grietas que existe en las probetas con tratamiento térmico posterior por llama oxiacetilénica.

- El valor del esfuerzo de fluencia aumento de 1613 MPa en las probetas STT a 1711 MPa en las probetas CTT, lo que supone un incremento del 5,70 %, que se podría atribuir a la disminución de la porosidad generado por el tratamiento posterior por llama oxiacetilénica, que a la vez representa una disminución de los concentradores de esfuerzo en el sólido traduciéndose en un mejor comportamiento elástico.

## **RECOMENDACIONES**

- Se recomienda a PLASMATEC Ingenieros C.A, utilizar ampliamente el recubrimiento Metco 16C-NS, con tratamiento térmico posterior con llama oxiacetilénico, en virtud del aporte de la homogeneización microestructural, de la disminución de porosidad y de las grietas interlamelares, que permitieron un aumento la propiedades mecánicas.
- Aplicar el tratamiento térmico por llama oxiacetilénica al vacío y a diferentes intervalos de tiempo, para analizar su comportamiento y compararlo con el estudio realizado en este trabajo.
- Realizar ensayos de desgaste por deslizamiento de este recubrimiento.

## BIBLIOGRAFÍA

1. Antis, G. Chantikul, P. Lawn, B. & Marshal, D. (1981). “*A critical evaluation of indentation techniques for measuring fracture toughness. Journal of the American Society*”. Vol. 64 (9): 533-537.
2. Bilbao S. Carolina y Moreno A. Iván J. (2002). “*Evaluación de la Resistencia al Desgaste de Recubrimientos tipo Cermet depositados por HVOF con Tratamiento Térmico Posterior*. Caracas, Distrito Capital.
3. Brossa, F y Lang, E. (1992). “*Advanced techniques for surface engineering*”, ECSC, EEC, EAEC. Pag. 199-234.
4. Callister, W. D. (1994). *Materials Science and Engineering, An Introduction*. New York: John Wiley & Sons, Inc.
5. Cadenas, Pedro. (2005). “*Evaluación del Desgaste por Deslizamiento sin Lubricación de un Recubrimiento Base Níquel termo-rociado por HVOF Con y Sin Tratamiento Térmico Posterior por Llama Oxiacetilénica*”. Caracas, Distrito Capital.
6. Drzeniek, H., & Steffens, H. (1987). *Cored tube wires for arc and flame spraying Thermal Spray: Advances in Coatings Technology*. Ohio: ASM International.
7. Dykhuizen, R. C. (1994). *Review of impact and solidification of molten thermal spray droplets*. Therm Spray Technol.
8. Ernest, J. & Faublack, A. (2012). “*Efecto Del Tratamiento Térmico En Las Propiedades Mecánicas De Depósitos Sintetizados Por La Proyección Térmica Con Plasma De Aleaciones Metálicas Utilizados En Reconstrucción De Componentes Mecánicos*.”. Caracas, Distrito Capital.

9. García, E. & Redden, E. (1998), "*Influencia del tratamiento térmico sobre la resistencia a la erosión de un acero AISI 1020 termorrociado con una aleación base níquel por la técnica HVOF*", Tesis U.C.V.
10. García, F. y Cuetos J. (2001). *Recubrimientos de proyección por plasma*. Ponencia presentada en el Encuentro/Reunión de Tribología en España. Universidad de Oviedo, Gijón.
11. González, A. (2008). *Estudio de la influencia de las propiedades física y mecánicas en comportamiento tribológico de recubrimientos duros para herramientas de corte y procesamiento de polietileno*. Trabajo de grado de maestría no publicado. Universidad de Antioquia, Medellín.
12. González, W. y Mancini, H. (2003). *Ciencia de los materiales*. Barcelona, España: Ariel.
13. Groover, M. (1997) *Fundamentos de Manufactura Moderna, Materiales, Procesos y Sistema*. Naucalpan de Juárez: Prentice-Hall.
14. Gruner H. (1984). *Thin Solid Film*, 118, 409. Tomada: Heimann, R. (1996). *Plasma Spray Coating*. New York, USA: VCH.
15. Guo, D et al, (1995), "*Effects of post- coating processing on structure and erosive wear characteristics of flame and plasma spray coating*" *Surface and Coating Technology*, V73, Pag. 73-78
16. La Barbera Sosa, J. G. (2008). *Comportamiento a la fatiga del acero SAE 1045 recubierto con Colmonoy 88 depositado por termorrociado HVOF: Efecto de la distancia de rociado*. Caracas.

17. Lugscheider, E y Jokiel, P. (1993), “*Characterization of particle reinforced nickel hard alloys produced by thermal spray*” Libro de actas de la conferencia Internacional “National Thermal spray Conference, Anaheim” C.A, USA. Pag 411-416
18. Madejski, J. (1976). *Solodification of droplets on a cold surface*. Int. J. Heat Mass Transf.
19. Marshall, D. B., & Tatsuo Noma, E. A. (1982). *A Simple Method for Determining Elastic-Modulus-to-Hardness Ratios using Knoop Indentation Measurements*. California: Communications of the American Ceramic Society.
20. Mostaghimi, J., & Chandra, S. (2007). *Heat Transfer in Plasma Spray Coating*. Toronto: Elsevier Inc.
21. Pawlowski, L. (2008). *The Science and Engineering of Thermal Spray Coatings*.
22. Rodríguez, M. (2002). *Evaluación de Recubrimientos Base Níquel depositados por la Técnica HVOF con Tratamiento Térmico Posterior*. Caracas.
23. Shie, Y H, Wang, J T, Shih, H. C y Wu, S, T, (1993), “*Alloying and post heat treatment of thermal sprayed coatings of self-fluxing alloys*” Surface and Coating Technology 58. Pag 73-77
24. Shigley, J., Mischke, C. y Budynas, R. (2004). *Mechanical Engineering Design*, 7th edition. McGraw-Hill.
25. Thomas A. (1987). *Surface Engineering*, Vol. 3, p. 117.
26. Timoshenko S. (1934). *Theory of Elasticity*, McGraw-Hill, New York.

27. Uzcátegui, G. y Peña, J. (2011). “*Estudio de la tenacidad de fractura en recubrimientos nanoestructurados obtenidos por proyección por plasma en acero*”. Trabajo de grado no publicado. Universidad Central de Venezuela, Caracas.
28. Zhang X., Xu B., Xuan F., Tu S., Wang H. And Wu Y. (2008). “*Porosity and effective mechanical proprieties of plasma sprayed*”. Journal Elsevier. 255, 4362-4371.
29. Zhou; j.; Li, Y.; Zhu, R. and Zhang, Z. (2006). “*The grain and porosity dependent elastic moduli and yield strength of nanocrystalline ceramics, Materials Science and Engineering*”, A 445-446, 717-724.

## REFERENCIAS ELECTRONICAS

1. *Advanced Coating*. (3 de diciembre de 2012). Recuperado el 3 de diciembre De 2011, de Manager of Advanced Coating: Jean Pierre Janssen: <http://www.advanced-coating.com/english/spraying2.htm>.
2. *Hertzian Contact Theory* (10 de mayo 2012) [www.me.utexas.edu/~bryant/.../Contact.pdf](http://www.me.utexas.edu/~bryant/.../Contact.pdf) *Contact Mechanics* (10 de marzo 2013).
3. G. W. Marshall Jr. *Mechanical properties of the dentinoenamel junction: AFM studies of nanohardness, elastic modulus, and fracture* (12 de marzo 2013) <http://onlinelibrary.wiley.com>.
4. *Online Materials information reourse* (20 de abril 2013) [www.matweb.com](http://www.matweb.com).
5. *Comparison of fleme spraye \_\_\_\_/Ti\_\_ coatings: Their microestructure, machanicla properties and tribology behavior* (20 de abril 2013) [www.sciencedirect.com](http://www.sciencedirect.com).