

Fecha de presentación del Informe: Día Mes Año **1. Datos generales del Proyecto**

Código del proyecto: CI 2911			
Título del proyecto: ANÁLISIS DEL COMPORTAMIENTO A LA FATIGA DE UN ACERO INOXIDABLE MARTENSÍTICO CON TRATAMIENTO TÉRMICO DE NITRURACIÓN Y RECUBRIMIENTO POR HVOF			
Facultad o Instituto Académico: INGENIERÍA			
Departamento o Escuela: Escuela de Ingeniería Mecánica			
Grupo (s) de investigación: Grupo de Investigación en Fatiga y Superficies (GIFS) de la Escuela de Ingeniería Mecánica			
Entidades: Universidad del Valle			
Palabras claves: <i>Acero 13Cr-4Ni; Resistencia a la fatiga; Nitruración; HVOF.</i>			
Investigadores ¹	Nombre	Tiempo asignado	Tiempo dedicado
Investigador Principal	John Jairo Coronado	8 h/semana	8 h/semana
Coinvestigadores	Sara Aida Rodríguez	8 h/semana	8 h/semana
Otros participantes	Erick Hernández	40 h/semana	40 h/semana
	Cristian Muñoz	20 h/semana	20 h/semana
	Ronald Romero	20 h/semana	20 h/semana
	Karen Guzmán	20 h/semana	20 h/semana

2. Resumen ejecutivo:

Actualmente en la industria de turbo-maquinaria se vienen utilizando estrategias para aumentar la resistencia a fatiga y para mitigar el desgaste erosivo por cavitación y por partícula dura de componentes mecánicos. En este proyecto se caracterizó el

¹ Todas las personas relacionadas en el informe y que participen en el proyecto deben haber suscrito el acta de propiedad intelectual de acuerdo con los formatos establecidos.

comportamiento a fatiga rotativa por flexión pura en agua de un acero usado en turbomaquinaria con dos tratamientos termoquímicos y un recubrimiento. Como sustrato se usó el acero inoxidable martensítico 13Cr – 4Ni equivalente al grado CA6NM de la norma ASTM A743. Se aplicaron tratamientos superficiales como *i)* nitruración por plasma, *ii)* nitrocarburation en baño de sales y *iii)* recubrimientos de carburo de tungsteno (WC10Co4Cr) aplicado por rociado térmico HVOF. La técnica de espectroscopia de energía dispersiva (EDS) fue empleada para conocer la composición puntual de los tratamientos y del recubrimiento, así mismo se utilizó la técnica de difracción de rayos X (XRD) para la identificación de las fases generadas y la medición de los esfuerzos residuales. La técnica de microscopía electrónica de barrido (SEM) y microscopía óptica permitieron caracterizar los mecanismos de fractura y la microestructura. Los resultados de esta investigación muestran un incremento en la resistencia a la fatiga en los tratamientos de nitruración por plasma y nitrocarburation en baño de sales del 46% y 51% respectivamente en comparación con el material sin tratamiento. Para el recubrimiento WC10Co4Cr la resistencia a la fatiga fue equivalente al del material base sin tratar. Se encontró que el buen comportamiento a la fatiga de los tratamientos se debe al aumento de la dureza superficial y a los esfuerzos compresivos generados que retardan la iniciación de las grietas. Adicionalmente, se utilizó un tribómetro de cavitación por ultrasonido al cual se le adaptó un montaje para contener mezclas de arena y agua destilada para evaluar la sinergia entre los fenómenos de erosión por cavitación y por partícula dura. Los resultados obtenidos muestran una relación sinérgica de los dos tipos de desgaste para condiciones de prueba específicas. Pudiéndose establecer un aumento de la pérdida de masa con el aumento del tamaño de partícula.

3. Síntesis del proyecto:

3.1 Tema

Fatiga y desgaste de materiales.

3.2 Objetivos: general y específicos

Los objetivos planteados en la propuesta de investigación se cumplieron a cabalidad, y además se completaron objetivos adicionales como el estudio de la sinergia erosión-cavitación.

Objetivo general

Elaborado por: Vicerrectoría de Investigaciones



Caracterizar el comportamiento a la fatiga de un acero inoxidable martensítico ASTM A743 grado CA6NM con tratamiento térmico de nitruración por plasma, por sales y recubrimiento de WC10Co4Cr aplicado por HVOF.

Objetivos específicos

- Caracterizar mecánica y microestructuralmente el acero ASTM A743 grado CA6NM.
- Caracterizar mecánica y microestructuralmente el acero ASTM A743 grado CA6NM con tratamiento térmico de nitruración por plasma, sales y recubrimiento de WC10Co4Cr aplicado por HVOF.
- Determinar experimentalmente el esfuerzo residual de los materiales de estudio.
- Construir las curvas esfuerzo vida de los materiales de estudio en el rango de alto ciclaje.
- Caracterizar los mecanismos de fractura en diferentes niveles de esfuerzo y tratamiento.

3.3 Metodología

- El material que se usó en esta investigación fue el acero ASTM A-743 grado CA6NM inoxidables martensítico con el que se fabrica típicamente los rodets de turbinas hidráulicas.
- Los materiales se caracterizaron por metalografía usando microscopía óptica, se midieron la macro y microdureza usando durómetros Vickers y un nanoindentador. Adicionalmente, en todo el transcurso del proyecto las características microestructurales de los aceros con y sin recubrimiento fueron evaluadas en cada etapa del proceso mediante difracción de Rayos-X y microscopía electrónica de barrido.
- Se realizaron tratamientos superficiales de nitruración por plasma, nitruración por sales y recubrimientos de WC10Co4Cr por aspersión térmica HVOF. Las superficies tratadas fueron caracterizadas microestructuralmente, se realizó análisis químico de los recubrimientos y medición de esfuerzos residuales y se midieron propiedades mecánicas como dureza, resistencia a la tensión y módulo de elasticidad.

- Se construyeron las curvas esfuerzo vida para los diferentes materiales de estudio por medio del ensayo de fatiga en flexión rotativa en agua con elevado número de ciclos de acuerdo al estándar ASTM E 466 y los datos estadísticos se analizaron siguiendo las instrucciones del estándar ASTM E-739.
- Los mecanismos de fractura se analizaron por medio microscopía electrónica de barrido.

3.4 Resultados obtenidos

Para evaluar el comportamiento a fatiga de los tratamientos termoquímicos y el recubrimiento HVOF se usó una máquina de fatiga para flexión rotatoria. En la Figura 1 se observa la microestructura del material después del tratamiento térmico donde se observa una estructura de martensita revenida característica del acero grado CA6NM,.

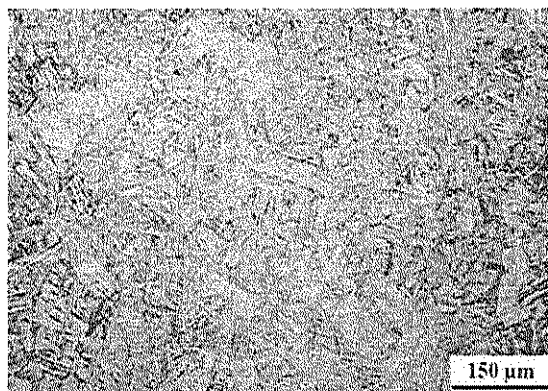


Figura 1. Microestructura acero después del tratamiento térmico.

En la Tabla 1 se muestra la composición química del acero CA6NM certificada por el proveedor, los valores están acorde con los límites de la norma ASTM A743.

Elementos	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	S	P
CA6NM	0,028	0,340	0,5720	3,574	12,965	0,545	0,011	0,024

Tabla 1. Composición química acero CA6NM (porcentaje en peso, %)

Los resultados de las propiedades mecánicas obtenidas del acero se muestran en la Tabla 2.

Resistencia a la tensión (MPa)	Límite elástico (MPa)	% Elongación	% Reducción de Área	Dureza (HV)	Energía absorbida en impacto (J)
849,39 ± 1,6	765,27 ± 1,9	30,93 ± 1,8	59,83 ± 5,0	269,2 ± 6,3	154,8 ± 5,4

Tabla 2. Propiedades mecánicas sustrato acero CA6NM.

En la Figura 2 se muestran las imágenes por la técnica SEM de la sección transversal de las muestras después de realizar los tratamientos termoquímicos de nitruración por plasma y nitrocarburation en baño de sales respectivamente. En estos tipos de tratamientos se forman dos tipos de capas, una capa más externa que se puede observar en un área más clara la cual se identifica como la capa compuesta o capa blanca y una capa interna que corresponde a la capa o zona de difusión, la capa compuesta posee un espesor de aproximadamente $27,2 \pm 1,3 \mu\text{m}$ para el tratamiento de nitruración por plasma y de $54,4 \pm 2,6 \mu\text{m}$ para el tratamiento de nitrocarburation en baño de sales. La zona de difusión no pudo ser observada en las imágenes de SEM, debido a que no se revela una zona límite entre el sustrato y la zona de difusión buscada.

a)

b)

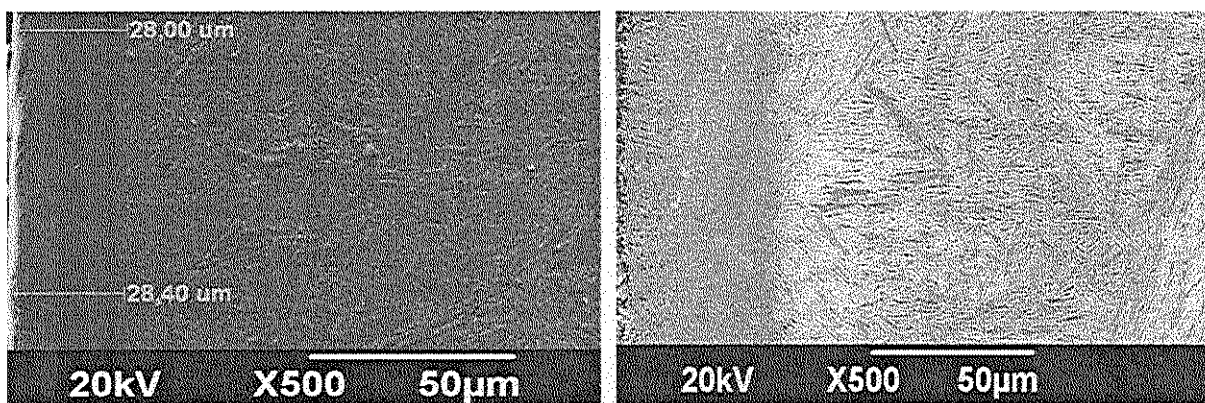


Figura 2. Sección transversal por SEM acero CA6NM con tratamiento termoquímico de: a) nitruración por plasma y b) nitrocarburation en baño de sales.

Los perfiles de los contenidos de nitrógeno obtenidos por *line scanning* EDS se pueden observar en la Figura 3, se evidencia un mayor contenido de nitrógeno en la capa compuesta del tratamiento de nitrocarburation en baño de sales de hasta 16%, con una media relativamente

constante en un espesor de 54 μm aproximadamente, en comparación con el tratamiento de nitruración por plasma para el cual el contenido de nitrógeno es máximo en los primeros 4 μm con porcentajes entre 14 – 17% y, el contenido va descendiendo hasta llegar a los 27 μm que posee de espesor la capa compuesta. El contenido de nitrógeno origina la formación de nitruros por precipitación, estos nitruros son los responsables del incremento en la dureza superficial del material. En la capa de difusión los promedios en el contenido de nitrógeno fueron de 2,1% (65 μm) en la nitruración por plasma y 3,5% (75 μm) para la nitrocarburation en baño de sales. Los tratamientos de nitruración por plasma y nitrocarburation en baño de sales presentaron una rugosidad R_a de $0,36 \pm 0,05 \mu\text{m}$ y $0,92 \pm 0,13 \mu\text{m}$ respectivamente, aunque la diferencia en la rugosidad superficial puede representar hasta 10% menos en la resistencia a la fatiga.

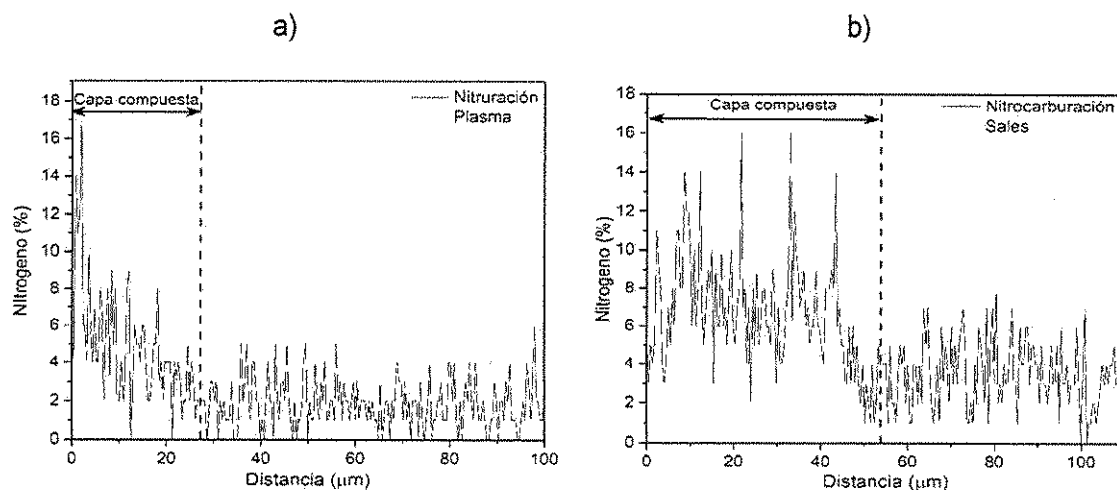


Figura 3. Variación del contenido de nitrógeno con la profundidad del tratamiento por EDS (%), para los tratamientos de a) nitruración por plasma y b) Nitrocarburation por baño de sales.

En la Figura 4 a) y b) se observan las imágenes por la técnica SEM de la sección transversal y superficie del recubrimiento de WC-10Co-4Cr depositado por la técnica de HVOF, el recubrimiento presenta un espesor de $292 \mu\text{m} \pm 3,32 \mu\text{m}$, espesor similar al usado en aplicaciones industriales con una microestructura homogénea y sin fisuras.

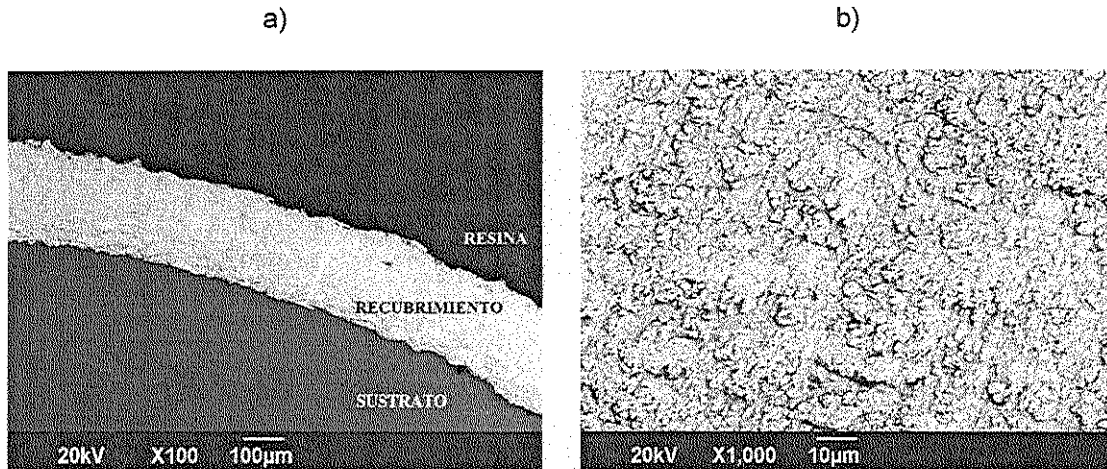


Figura 4. Imagen obtenida por SEM del recubrimiento por HVOF. a) Sección transversal, b) superficie.

En imágenes a 1000X y 2000X se determinó que el porcentaje de porosidad es $0,325 \pm 0,035\%$ (Figura 5) muy por debajo de lo obtenido en otros procesos por HVOF en donde las porosidades son superiores al 1%.

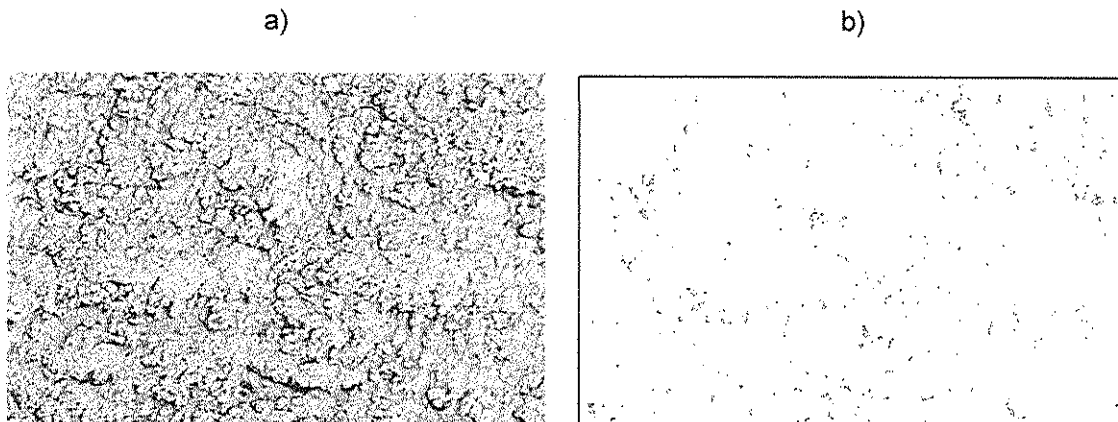


Figura 5. Imágenes de porosidad recubrimiento por HVOF: a) contraste de imagen con poros, b) poros presentes en área evaluada.

La estructura del recubrimiento se constituye principalmente de una matriz de cobalto (Co), cromo (Cr), tungsteno (W), carbono (C) y carburo de tungsteno (WC) disperso. El recubrimiento presentó una rugosidad $R_a = 4,13 \pm 1,96 \mu\text{m}$.



Las durezas superficiales obtenidas para los tratamientos de nitruración por plasma y nitrocarburation en baño de sales fueron $1091,5 \pm 78,2 \text{ HV}_{0,1}$ y $840,4 \pm 69,8 \text{ HV}_{0,1}$ respectivamente. Para la nitruración por plasma el incremento fue del 305,41 % y para el tratamiento de nitrocarburation en baño de sales fue de 212,14 % con respecto a la dureza superficial del material sin tratamiento. En el caso del recubrimiento por HVOF este presentó una dureza de $1129,6 \pm 113,2 \text{ HV}_{0,1}$, la cual es 326,31% más alta que la del metal base.

El perfil de dureza por nanoindentación en la sección transversal de las muestras con tratamiento y recubrimiento se muestra en la Figura 6, para cada gráfico se delimita las diferentes zonas de transición con líneas punteadas para la capa compuesta, la zona de difusión y el metal base. En el caso de los tratamientos termoquímicos la mayor dureza superficial fue encontrada en el tratamiento de nitruración por plasma (Figura 6a) con valores de $11,36 \pm 0,8 \text{ GPa}$, esta dureza va disminuyendo a medida que reduce la concentración de nitrógeno, el cuál es el responsable del incremento de la dureza. Los espesores en las zonas de difusión en ambos tratamientos termoquímicos son similares y los contenidos de nitrógeno son mayores en la nitruración por plasma por lo cual presenta una mayor dureza ya que el contenido de nitrógeno es el responsable de la formación de martensita expandida. En la Figura 6b, se observa el perfil de dureza para el tratamiento de nitrocarburation en baño de sales, donde el mayor valor de dureza encontrado fue de $9,23 \pm 0,7 \text{ GPa}$ y corresponde a la iniciación de la capa compuesta, la dureza encontrada se atribuye a la precipitación de los nitruros y carburos, además de óxidos de hierro presentes por el proceso final de post-oxidación. La zona de difusión tiene un espesor 75 μm aprox. La dureza desciende hasta la dureza del material base ($4,76 \pm 0,6 \text{ GPa}$).

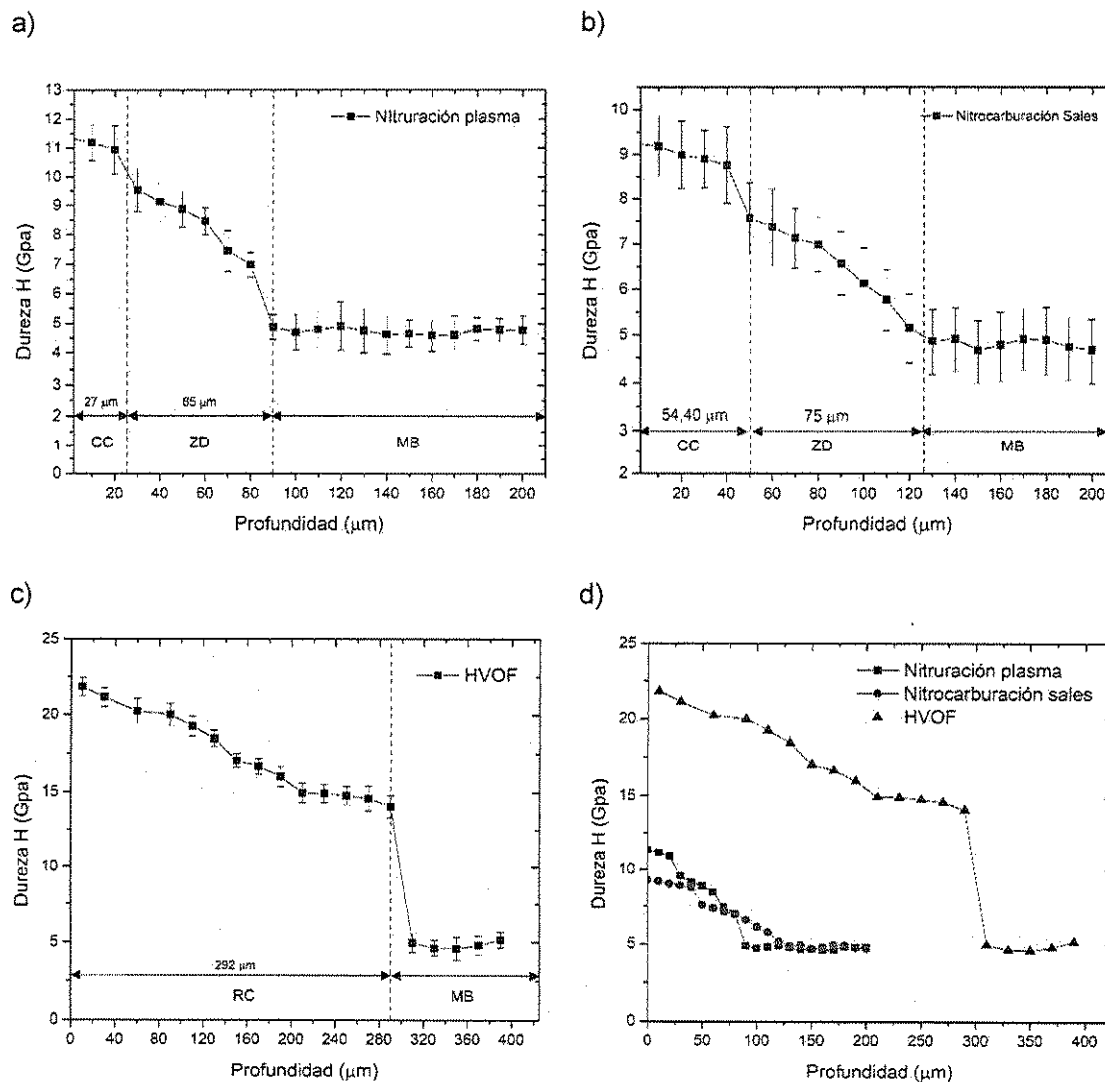


Figura 6. Perfil de dureza por nanoindentación con respecto a la profundidad. a) tratamiento de nitruración por plasma, b) tratamiento de nitrocarburation por baño de sales, c) recubrimiento por HVOF y d) grafico de comparación. (CC: capa compuesta, ZD: zona de difusión, MB: metal base, RC: recubrimiento)

En perfil de dureza por nanoindentación para el recubrimiento por HVOF se puede observar en la Figura 6c donde la dureza alcanzada en la superficie del recubrimiento fue de $21,8 \pm 0,6$ GPa. La elevada dureza es originada por los carburos de tungsteno dispersos en la microestructura y

los esfuerzos residuales de compresión. En el perfil se puede observar que la dureza disminuye levemente en la zona correspondiente al espesor del recubrimiento hasta un valor de 14,86 GPa correspondiente con el límite entre el recubrimiento y el material base, esta reducción en la dureza se atribuye al proceso de revenido que causa el proceso de HVOF por las capas que se van depositando una sobre otra. En este mismo perfil se observa que al sobrepasar la interface recubrimiento-sustrato, hasta la dureza del material base ($4,76 \pm 0,6$ GPa) sin alteraciones causadas por el proceso de deposición, la caída en la dureza es pronunciada por que la interfaz recubrimiento-sustrato es mínima a diferencia de los tratamientos termoquímicos que poseen zonas de difusión y la pendiente es menor. En la Figura 6d se observa el comparativo de las tres curvas.

En la Tabla 3 se observan algunas propiedades mecánicas de los tratamientos y recubrimientos como la dureza superficial y el módulo elástico hallados por la técnica de nanoindentación, el módulo del recubrimiento por HVOF es 232,8% mayor que el del material base. Para el tratamiento de nitruración por plasma y nitrocarburo en baño de sales el incremento del módulo fue de 58,2% y 36,2% respectivamente. En algunas investigaciones se ha demostrado que el bajo desempeño mecánico de los recubrimientos por HVOF en condiciones dinámicas se explica por la diferencia de modulo de elasticidad entre el recubrimiento y metal base que generan fenómenos de descohesión. En el caso de la dureza, el recubrimiento por HVOF es 92,9% más duro que los otros tratamientos lo que le confiere un mejor desempeño en erosión por partícula dura.

Tratamiento / recubrimiento	Acero inoxidable. CA6NM	Nitruración por plasma	Nitruración en baño de sales	Recubrimiento por HVOF.
Módulo de elasticidad (GPa)	$197,34 \pm 10$	$312,25 \pm 10$	$268,81 \pm 10$	$656,72 \pm 10$
Dureza superficial (GPa)	$4,76 \pm 0,6$	$11,36 \pm 0,8$	$9,23 \pm 0,7$	$21,8 \pm 0,6$

Tabla 3. Propiedades mecánicas de los tratamientos termoquímicos y recubrimiento por HVOF.

Elaborado por: Vicerrectoría de Investigaciones



En la Figura 7 se muestran los patrones de DRX donde se identificaron las fases presentes sobre la superficie de las muestras. En el material sin tratamiento (Figura a) se observan picos en su mayoría α -Fe (BCC) y un pico de γ -Fe (FCC) correspondientes a martensita revenida y austenita retenida respectivamente que son típicos del acero CA6NM. En la Figura 7b se muestran los picos del recubrimiento de WC-Co-Cr por HVOF, en el cual se encontraron picos correspondientes a carburos de tungsteno W_2C y WC característicos de este recubrimiento, estas fases son el resultado de la descarbonización en el proceso de pulverización en donde se utilizan temperaturas por encima de los 500°C. Para el tratamiento de nitrocarburo en baño de sales que se muestra en la Figura c se identificaron los picos (Fe_3O_4), (Fe_2N ,C) y (Cr_2N), que corresponden a óxido de hierro, carbonitruro de hierro y nitruro de cromo respectivamente. El óxido de hierro se origina por el baño de post-oxidación al que son sometidas las muestras después de la nitrocarburo, la post-oxidación se evidencia a bajas profundidades de la superficie lo cual indica que no es el CrN el que oxida a CrO_3 , sino que origina Cr_2N el cual se forma en la superficie de las muestras nitrocarburoizadas, a estos nitruros se le atribuyen en la literatura las altas durezas, elevada resistencia a la corrosión y alta resistencia mecánica de este tipo de tratamientos ya que son estables a temperaturas de nitruración.

Por último, se puede observar en la Figura 7d los picos de difracción que corresponden al tratamiento de nitruración por plasma, se distingue la presencia de nitruros de hierro gamma y epsilon (γ - Fe_4N y ϵ - $Fe_{2-3}N$). En el ángulo de difracción 52,28° se identifica una disminución en el ángulo 2θ lo cual indica un aumento en el parámetro de red por la interacción de la superficie con el nitrógeno generando fases expandidas. Este comportamiento también se evidencia en el tratamiento de nitrocarburo en baño de sales. En la siguiente tabla se muestra los principales parámetros de cada fase.

<i>Carburo tungsteno (WC)</i>	Hexagonal	P6-M2	a=b (2.902) c (2.838)	619096
<i>Carburo tungsteno (W₂C)</i>	Hexagonal	P63/MMC	a=b (2.980) c (4.710)	00-035-0776
<i>Nitruro de cromo (Cr₂N)</i>	Trigonal	P3-1M	a=b (4.752) c (4.429)	67400
<i>Tetra oxido de trihierro (Fe₃O₄)</i>	Cubico	FD3-MZ	a=b=c (8.405)	82234
<i>Carbonitruro de hierro (Fe₂N,C)</i>	Trigonal	P3-1M	a=b (4.774) c (4.406)	93178
<i>Nitruro de hierro (Fe₄N)</i>	cubico	P-43M	a=b=c (3.790)	0005250
<i>Nitruro de hierro (Fe₃N)</i>	Hexagonal	P6322	a=b (4.740) c (4.399)	93195

Tabla 4. Parámetros de fase

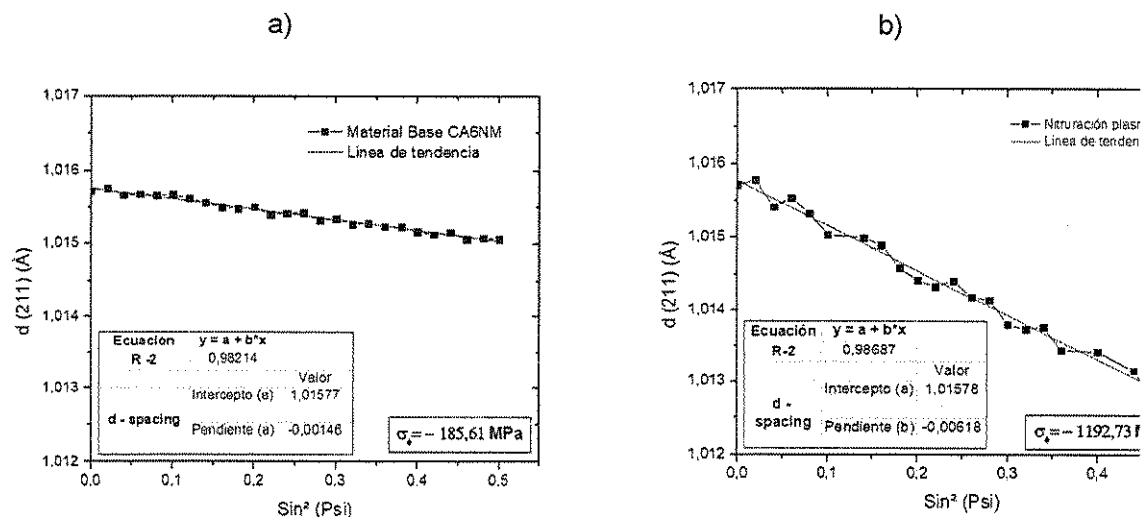
En la Figura 8 se muestran las distancias interplanares en el plano (211) versus $\sin^2\psi$, con las curvas obtenidas se calcula la pendiente y usando la ecuación (1) relacionada en la metodología se determinaron los esfuerzos residuales en la superficie del material sin tratamiento, con tratamientos termoquímicos y con recubrimiento. En la Figura 8(a) se muestran los esfuerzos compresivos de -185,61 MPa en el material sin tratamiento, estos

esfuerzos se deben principalmente a que el material fue sometido a un proceso de maquinado y posterior pulido con lija para obtener la geometría de las muestras de ensayo.

$$d_{\phi\psi} = \left[\frac{1}{2} S_2^{(hkl)} \sigma_{\phi} d_o \sin^2 \psi \right] - C \quad (1)$$

En la Figura 8b se muestran los esfuerzos residuales compresivos del tratamiento termoquímico de nitruración por plasma correspondiente a -1192 MPa, estos esfuerzos superficiales del orden de 15 μm de profundidad son ocasionados en el proceso de difusión del nitrógeno en el material, generando distorsión en la red por la precipitación de nitruros. En el caso del tratamiento de nitrocarburoción en baño de sales el mecanismo es similar y se da por las precipitaciones de los nitruros que generan una distorsión de la red, para este tratamiento se encontró el mayor incremento en los esfuerzos residuales compresivos con un valor de -1424 MPa.

Para el recubrimiento por HVOF se obtuvieron los esfuerzos residuales compresivos con un valor de -632 MPa, estos esfuerzos se generan principalmente en el proceso de aspersión de los *sp/lats* fundidos sobre el material, los cuales son depositados a una alta velocidad sobre la superficie generando los esfuerzos compresivos. Los valores fueron hallados en el centro de la probeta, en la superficie de la misma.



Elaborado por: Vicerrectoría de Investigaciones

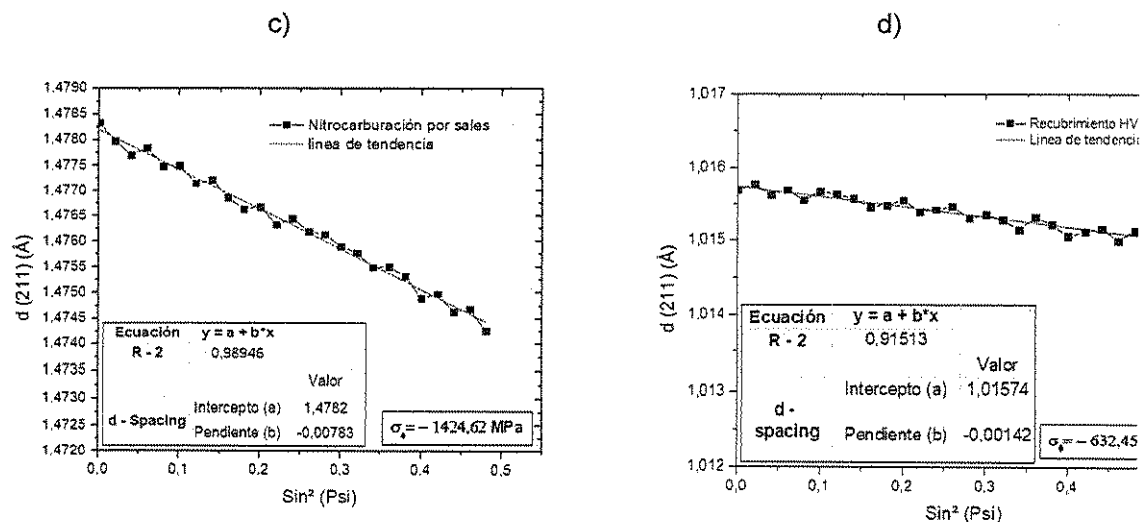


Figura 8. Distancia interplanar para el plano (211) vs $\text{Sin}^2\psi$

En la Figura 9 se observan las curvas de fatiga de los tratamientos y el recubrimiento en comparación con el metal base. Desde el punto de vista estadístico las diferencias entre los tratamientos termoquímicos son despreciables (3,2%).

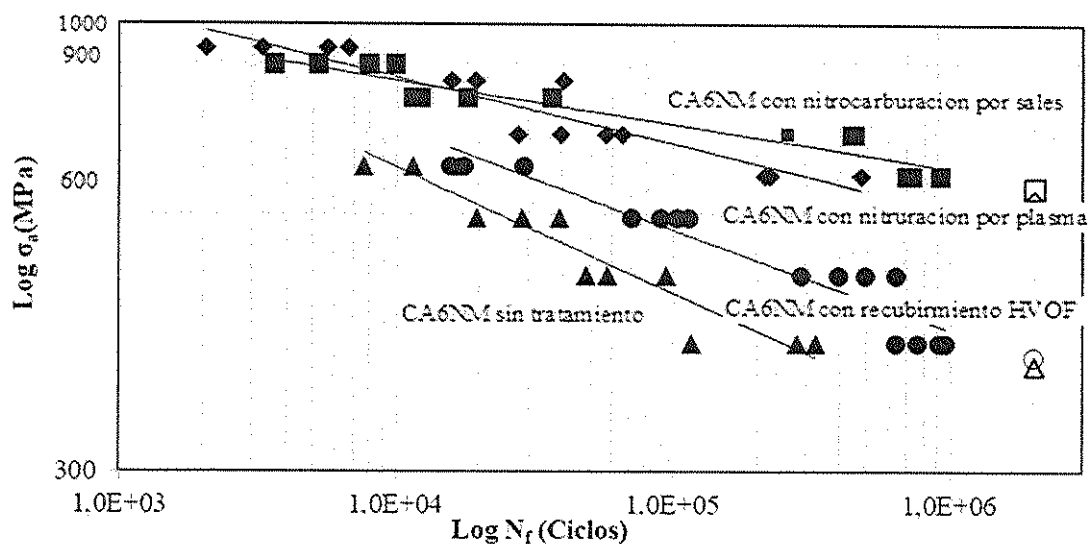


Figura 9. σ_a vs N_f material sin tratamiento, con tratamiento de nitruración por plasma, con tratamiento de nitrocarburation por baño de sales y con recubrimiento de WC10Co4Cr por HVOF.



En las curvas se observa un considerable incremento en la resistencia a la fatiga tanto para el material tratado con nitruración por plasma como para el tratado por nitrocarburo en baño de sales en comparación con el material sin tratar. En el material tratado con nitruración por plasma el incremento en 10^6 ciclos fue del 46% y para el tratamiento de nitrocarburo en baño de sales fue del 51%. El incremento en la resistencia a la fatiga es originado por la formación de nitruros en las capas superficiales los cuales incrementan la dureza e introducen esfuerzos compresivos que provocan un retardo en el proceso de nucleación de grietas por fatiga. Se halló el inverso de la pendiente de las curvas a fatiga (k) con el fin de comparar las tendencias de las curvas.

Para el recubrimiento de WC-Co-Cr por la técnica de HVOF hubo incremento en la media del 3% en la resistencia a la fatiga para 10^6 ciclos con respecto al material base, sin embargo la alta dispersión de los datos permite concluir que la diferencia no es significativa. El proceso de HVOF genera esfuerzos compresivos que se generan en la superficie del material durante el impacto de las partículas y pueden contrarrestar esfuerzos de tensión generados en el recubrimiento al momento de la solidificación rápida de las partículas y sus respectivas contracciones en el enfriamiento. En este estudio no hubo una disminución ni un incremento importante en la resistencia a la fatiga, se logró mantener una resistencia a la fatiga similar a la del material base, lo cual puede ser explicado por la buena adherencia del recubrimiento, baja porosidad y el buen control de la temperatura de deposición al momento de aplicar el recubrimiento por HVOF (menor a 80°C).

La Figura 10 muestra las superficies de fractura a un nivel de esfuerzo similar. Para los tratamientos de nitruración por plasma y nitrocarburo en baño de sales, se observa una disminución en las zonas de iniciación de grietas cuando se compara con la superficie de fractura del material sin tratamiento. En las imágenes de SEM se observa que las grietas iniciaron cerca de la superficie de la muestra en donde la iniciación muchas veces se da por el mecanismo de deformaciones por deslizamiento.

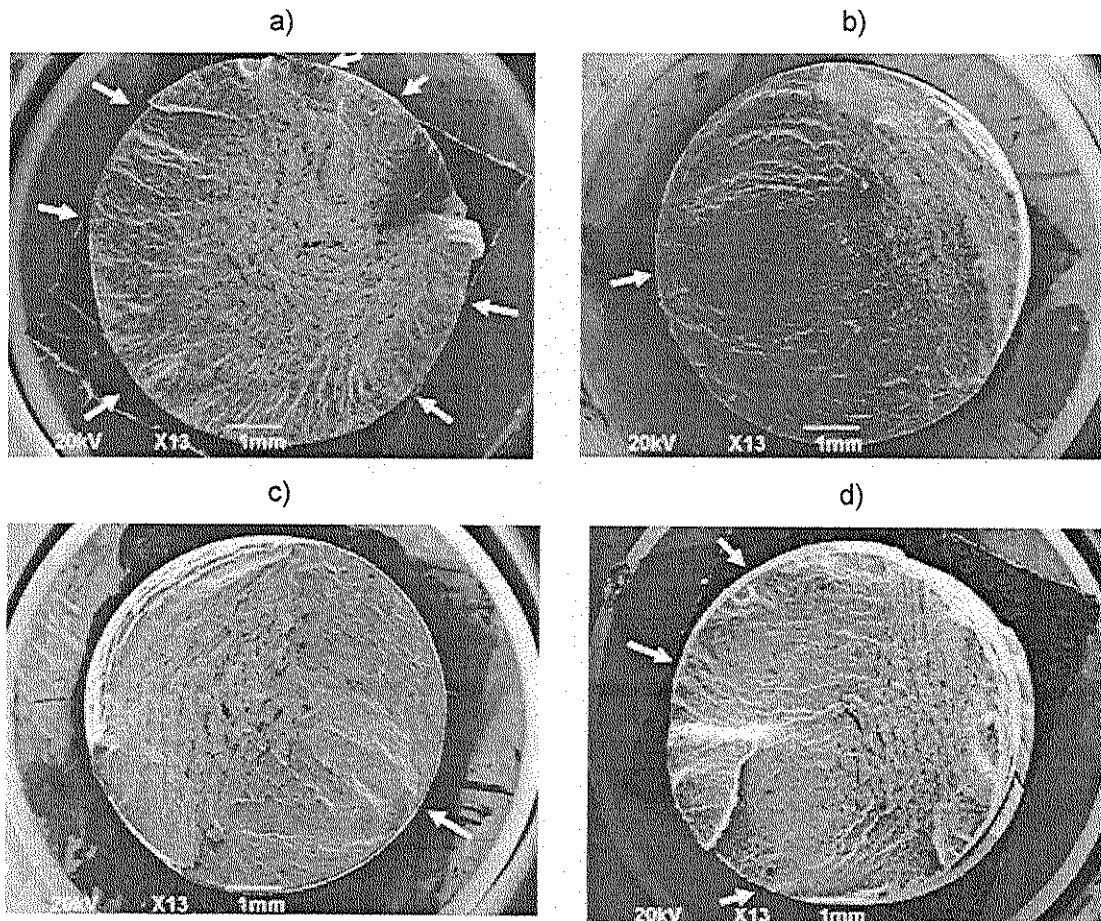


Figura 10. Superficies de fractura a) CA6NM sin tratamiento, $\sigma_a = 680$ MPa, $N_f = 11,4 \times 10^3$, b) CA6NM con nitruración por plasma, $\sigma_a = 664$ MPa, $N_f = 225,1 \times 10^3$, c) CA6NM con nitrocarburo sales, $\sigma_a = 664$ MPa, $N_f = 725,6 \times 10^3$ y d) CA6NM con recubrimiento por HVOF, $\sigma_a = 680$ MPa, $N_f = 15,6 \times 10^3$.

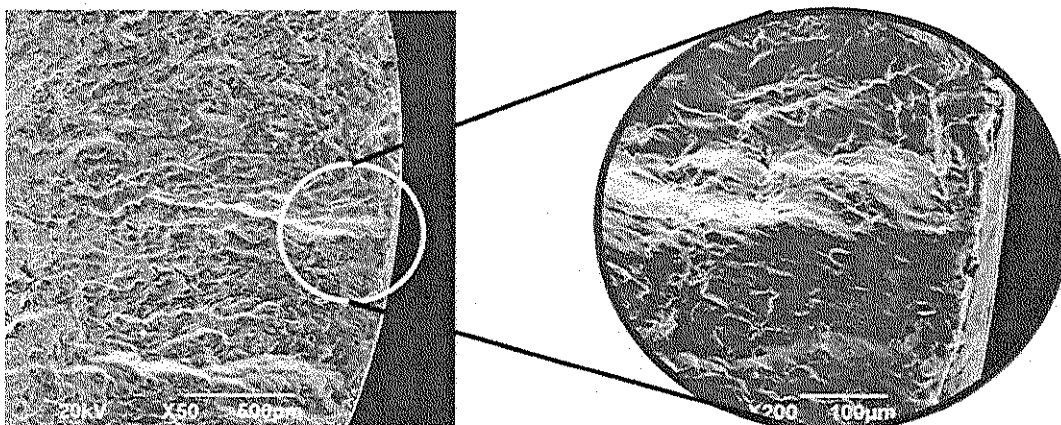
Las zonas de iniciación de las grietas para el metal base, tratamientos y recubrimiento se pueden observar en la Figura 11. En las imágenes de SEM se observan las superficies de fractura por fatiga, y se hace enfoque en el mecanismo de iniciación de la grieta. En la Figura 11a, se muestra una de las zonas de iniciación de las grietas en el metal base, en donde la fractografía sugiere que el material al ser liso, no presentar muescas ni poros y por la morfología del borde el mecanismo es por bandas de líneas de deslizamiento (*bands slip lines*) desde la superficie de los granos, producidas por el esfuerzo alternante que eventualmente se convierten en grietas, el cual es uno de los mecanismos típicos de falla en aceros.

En la Figura 11b se muestra una de las zonas de iniciación en el material con tratamiento de nitruración por plasma, en este tratamiento la morfología de la fractura sugiere el mismo mecanismo de bandas de deslizamiento, generando microgrietas similares al metal base. Algunos investigadores han encontrado que en los tratamientos de nitruración por plasma la iniciación de las grietas puede ocurrir en la sub-superficie (debajo de la capa nitrurada), aunque depende del espesor y dureza de la capa. En las muestras analizadas en el presente estudio no se evidencia ese tipo de mecanismo.

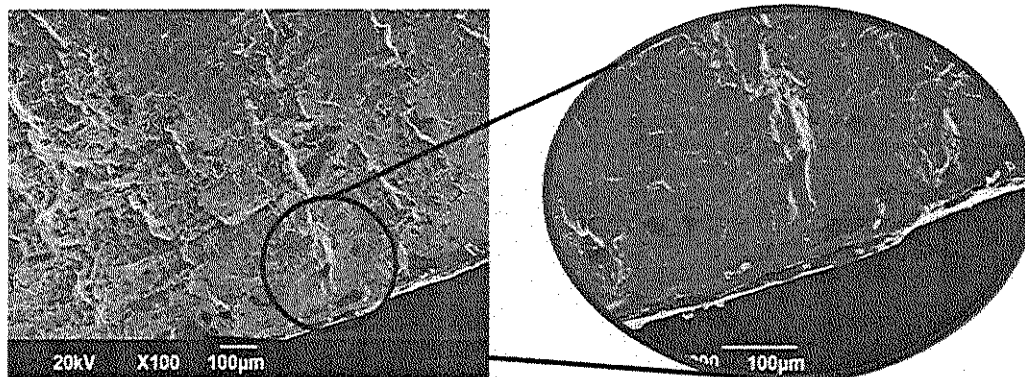
En el caso del tratamiento de nitrocarburo en baño de sales (Figura 11c), se observó la zona de iniciación de grieta en la sub-superficie, aunque no se encontró alguna inclusión que promoviera este mecanismo.

En la Figura 11d se muestra la zona de iniciación de la grieta en el recubrimiento por HVOF, se observa evidencia de que el recubrimiento se fracturó y originó una zona de iniciación de grietas con su posterior propagación en esta zona. El recubrimiento como se mencionó anteriormente es de una dureza elevada lo que lo hace frágil.

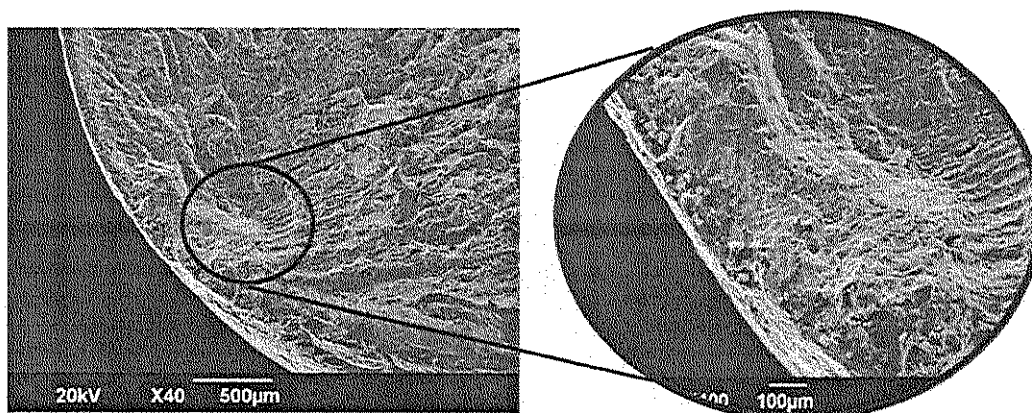
a) CA6NM sin tratamiento.



b) CA6NM con nitruración por plasma.



c) CA6NM con nitrocarburation por Baño de sales.



d) CA6NM con recubrimiento por HVOF.

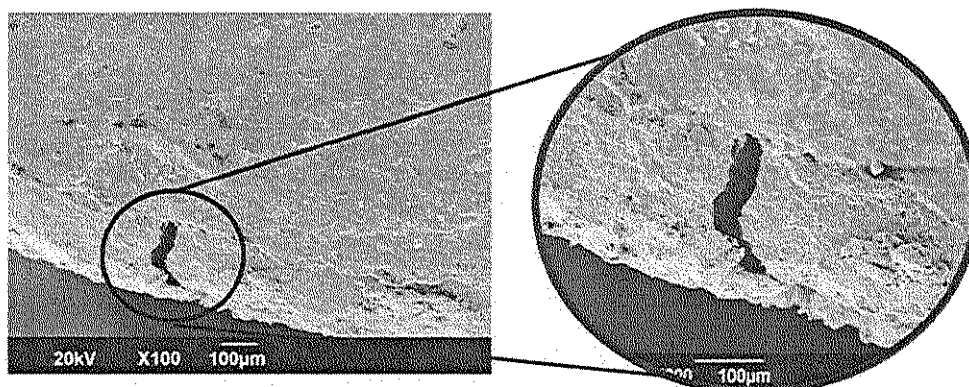


Figura 11. Zonas de iniciación en superficies a fatiga obtenidas por SEM, a) CA6NM sin tratamiento, b) CA6NM con nitruración por plasma, c) CA6NM con nitrocarburation sales y d) CA6NM con recubrimiento por HVOF.

Elaborado por: Vicerrectoría de Investigaciones

En las superficies de fractura generadas por los ensayos de fatiga rotatoria se pudo observar las estriaciones de la zona de propagación (Figura 12), estas estriaciones sólo fueron observables en algunas imágenes por SEM de la superficie del material base CA6NM como se observa en la Figura 12. En los tratamientos y recubrimiento no fue posible evidenciar las estriaciones.

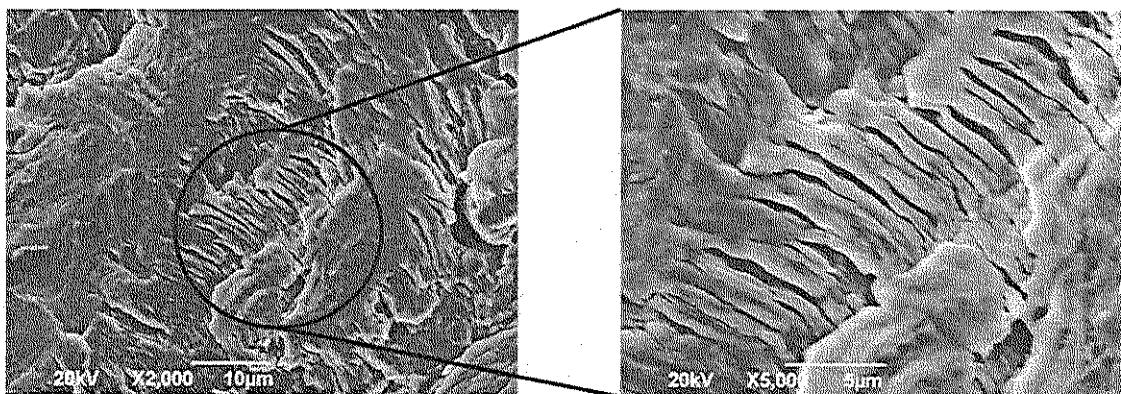


Figura 12. Estriaciones superficie de fractura por fatiga material base CA6NM.

Las longitudes promedio de las estriaciones observadas en el material base CA6NM fueron de $1,2 \pm 0,2 \mu\text{m}$ a una longitud de la grieta de $150 \mu\text{m}$, a longitudes mayores no fue posible obtener imagen de estriaciones. Las estriaciones son observables en materiales de muy alta dureza o muy dúctiles, en el material CA6NM que es un rango medio de dureza no se logra apreciar fácilmente estriaciones.

Adicionalmente en este proyecto se evaluó la sinergia del desgaste erosivo por cavitación y por partícula dura y se utilizó un tribómetro de cavitación por ultrasonido al cual se le adaptó un montaje para contener mezclas de arena y agua destilada, desgaste que se presenta típicamente en hidromaquinaria. La Figura 13 representa la tasa de erosión en el tiempo para cada una de las concentraciones en ambos tamaños de partícula. La Figura 13 (a) corresponde al tamaño 1 ($106 < x < 150 \mu\text{m}$) y en ella se puede observar cómo los valores de la tasa de erosión para la concentración del 10% son superiores a todos los demás, presentando un pico en los primeros 15 min después desciende hasta un valor mínimo a los 30 min y luego sigue intentando estabilizarse en un valor fijo. Este comportamiento es característico de las demás concentraciones para el tamaño 1, presentando altas tasas de erosión al inicio de la prueba. Esto puede darse debido al efecto de las partículas que chocan a bajos ángulos en una superficie que

Elaborado por: Vicerrectoría de Investigaciones

apenas empieza a endurecerse por la deformación producto de las ondas de choque y por lo tanto ha sido poco alterada por este efecto, facilitando la abrasión superficial. La Figura 13 (b) presenta las tasas de erosión correspondientes al segundo tamaño, en esta grafica se puede observar como el efecto de desgaste de las partículas es significativo en los primeros 60 min, después de esto las tasas de erosión para las mezclas permanece por debajo del valor de 0% siendo muy similares entre sí. En esta gráfica el valor correspondiente al 10% es el que mayor tasa de erosión provoca durante los primeros 90 min de prueba. Con esto se puede ratificar que el efecto de la concentración aumenta la tasa de erosión durante la etapa de incubación. El hecho de que al finalizar la prueba las tasas de erosión correspondientes a las mezclas se encuentren por debajo de la concentración de 0% significa una inhibición de la erosión por cavitación debido a la presencia de las partículas.

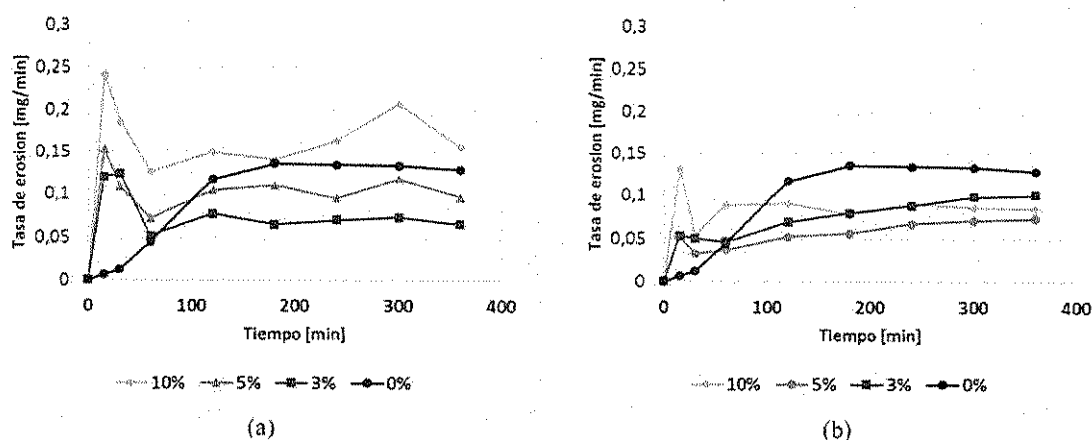


Figura 13. Tasa de erosión [mg/min] vs tiempo [min] para a) tamaño1 ($106 < x < 153 \mu\text{m}$) b) tamaño2 ($x < 53 \mu\text{m}$).

3.5 Principales conclusiones y/o recomendaciones

Los tratamientos termoquímicos de nitruración por plasma y nitrocarburoción en baño de sales incrementaron la resistencia a la fatiga rotativa en agua para 10^6 ciclos en un 46% y 51% respectivamente para el acero inoxidable martensítico grado CA6NM, este incremento se atribuye al aumento de la dureza superficial y esfuerzos compresivos residuales que retardan la iniciación de las grietas y la buena preparación de las muestras garantizando el mínimo de defectos. Ambos tratamientos son muy buenas alternativas como procesos que busquen elevar la resistencia a la

Elaborado por: Vicerrectoría de Investigaciones



fatiga de componentes mecánicos que estén sometidos a fatiga rotativa por flexión pura, flexión rotativa, flexo-torsión o cualquier otra configuración de esfuerzo en donde el esfuerzo máximo esté en la superficie. Se encontró que el ambiente en agua no tiene efecto por las altas frecuencias de rotación de las muestras y el periodo de tiempo aplicado.

El recubrimiento de WC10Co4Cr por la técnica HVOF presentó una resistencia a la fatiga similar al del material base. Es un resultado importante ya que lo que se busca con este tipo de recubrimientos es aumentar la resistencia al desgaste de componentes y las implicaciones en términos de resistencia a la fatiga podrían limitar su aplicabilidad en equipos sometidos a cargas variables. En componentes de turbinas como rodetes, alabes móviles, laberintos, cangilones y otros como bombas, válvulas etc. son frecuentemente aplicados los recubrimientos por HVOF y podrían verse afectados en su resistencia a la fatiga.

Las durezas superficiales obtenidas en los tratamientos termoquímicos de nitruración por plasma y nitrocarburation en baño de sales fueron 212% y 305% respectivamente mayores a la del material base. En el caso del recubrimiento por HVOF la dureza del recubrimiento fue del 326% mayor a la del material base.

4. Impactos actual o potencial:

En cuanto al impacto del proyecto a nivel académico y educativo, básicamente se dieron pasos importantes en la comprensión de los tratamientos termoquímicos y recubrimientos aplicados a estos aceros; y su relación con la resistencia a la fatiga, lo cual facilitará la creación de nuevos proyectos en esta área. Estos tópicos han sido poco investigados y los resultados del proyecto serán socializados en revistas de alto impacto que permitirán a la comunidad científica y técnica el uso de estos resultados. Adicionalmente, para el desarrollo del proyecto se requirió desde el punto de vista educativo, el aprendizaje ya que se formaron un M.Sc. y tres estudiantes de pregrado. Este proyecto de investigación se socializó en congresos internacionales, y en el simposio de Investigaciones de la facultad de ingeniería. Lo anterior muestra el impacto investigativo, académico y educativo del proyecto.



5. Productos:

Tabla No. 1. Cantidad y tipo de productos pactados en el *Acta de Trabajo y Compromiso* y productos finalmente presentados

TIPO DE PRODUCTOS	No. de PRODUCTOS PACTADOS				No. de PRODUCTOS PRESENTADOS			
Productos de nuevos conocimientos								
Artículo en revista ISI-SCOPUS:	Q1	Q2	Q3	Q4	Q1	Q2	Q3	Q4
Artículo completo publicado en revistas indexadas	A1	A2	B	C	A1	A2	B	C
		1			1			
Libros de autor que publiquen resultados de investigación	-				-			
Capítulos en libros que publican resultados de investigación	-				-			
Productos o procesos tecnológicos patentados o registrados	-				-			
☐ Prototipos y patentes	-				-			
☐ Software	-				-			
Productos o procesos tecnológicos usualmente no patentables o protegidos por secreto industrial	-				-			
Normas basadas en resultados de investigación	-				-			
Formación de recursos humanos	No. de estudiantes vinculados		No. de tesis		No. De estudiantes Vinculados		No. De tesis	
Estudiantes de pregrado	2		2		3		3	
Semillero de Investigación	1		-		1		-	
Estudiantes de maestría	1		1		1		1	
Estudiantes de doctorado	-		-		-		-	
Joven investigador	-		-		-		-	
Productos de divulgación								

Elaborado por: Vicerrectoría de Investigaciones



TIPO DE PRODUCTOS	No. de PRODUCTOS PACTADOS		No. de PRODUCTOS PRESENTADOS	
	No. de ponencias nacionales	No. de ponencias internacionales	No. de ponencias nacionales	No. de ponencias internacionales
Publicaciones en revistas no indexadas	-	-	-	-
Ponencias presentadas en eventos (congresos, seminarios, coloquios, foros)	1	1		2
Propuesta de investigación	-	-	-	-
Propuestas presentadas en convocatorias externas para búsqueda de financiación.	1		1	



Tabla No. 2. Detalle de productos

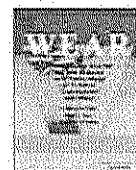
Producto #1

Tipo de producto:	Artículo en revista A1
Nombre General:	Wear, 428, 395-403.
Nombre Particular:	Synergy between cavitation and solid particle erosion in an ultrasonic tribometer, Wear
Ciudad y fechas:	2019
Participantes:	R. Romero, L. Terán, J.J. Coronado, J.A. Ladino, S. Rodríguez
Sitio de información:	https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164819303072
Formas organizativas:	Grupo de Investigación en Fatiga y Superficies (GIFS)

Wear 428–429 (2019) 395–403

Contents lists available at ScienceDirect

Wear

journal homepage: www.elsevier.com/locate/wear

Synergy between cavitation and solid particle erosion in an ultrasonic tribometer

R. Romero, L.A. Teran, J.J. Coronado, J.A. Ladino, S.A. Rodríguez*

Research Group of Fatigue and Surfaces, Mechanical Engineering School, Universidad del Valle (University of Valle), Cali, Colombia

ARTICLE INFO

Keywords:
Synergy
Cavitation erosion
Solid particle erosion
Particle size
Concentration
AISI 316 steel

ABSTRACT

Two of the most common wear phenomena in hydraulic machinery are cavitation damage and solid particle erosion. Depending on conditions, such as particle concentration, size and cavitation intensity, a synergy effect that increases wear can occur. This study evaluates the wear of the AISI 316 stainless steel simultaneously exposed to particle erosion and cavitation erosion. An assembly is made with an ultrasonic cavitation tribometer modified to include sand particles and distilled water. The experimental design is carried out for two particle sizes and three different concentrations of sediment, representative of the conditions of hydraulic turbines exposed to wear in industry environment. Measurements of accumulated wear are made over a 6-h test period, and the surface wear is analysed by means of optical stereoscopy and scanning electron microscopy. The results show that for the largest particle size analysed, the wear increases proportionally with the concentration; however, for low concentrations and the smallest size, the damage was inhibited, which shows a mutual dependence between the concentration and particle size in the inhibition or acceleration of cavitation damage.