



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE
MÉXICO

POSGRADO EN CIENCIA E INGENIERÍA DE MATERIALES

“ANÁLISIS DE LA TRIBOCAPA DE LA
ALEACIÓN SAE 783 ENSAYADA EN UN
TRIBÓMETRO COAXIAL”

T E S I S

QUE PARA OBTENER EL GRADO DE:

**MAESTRO EN CIENCIA
E INGENIERÍA DE MATERIALES**

PRESENTA

ING. ROBERTO CARLOS ANDRESEN EGUILUZ

Tutor: Dr. Rafael Schouwenaars Franssens

México, D.F.

ENE 2010



Universidad Nacional
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

Biblioteca Central



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

A Matías y Sol

Agradecimientos

El presente trabajo fue posible gracias a la colaboración que existe entre todos los que formamos parte de la UDIATEM. Quiero agradecer al Dr. Rafael Schouwenaars, Dr. Armando Ortiz y al Dr. Victor Jacobo por recibirme y enseñarme la importancia y fuerza de trabajar en grupo, así como el conocimiento y buen humor que brindaron junto con Ignacio, Roberto, Osvaldo, Efraín, Edgar, Lázaro, Ismael, Armando, Esteban, Jorge, Francisco, Miguel Ángel, Humberto, David, Agustín y Hugo, los cuales fueron de vital importancia para superar cada uno de los retos surgidos durante el proyecto.

Doy las gracias al CONACyT, que a través del Posgrado en Ciencia e Ingeniería de Materiales financió los dos años del programa, así como al Posgrado por el apoyo otorgado para la asistencia a congresos y adquisición de material, a los trabajos realizados por Fernando y Miguel en el taller del IIM, así como al Ing. Camacho por facilitar los trámites, los cuales no me hubieran sido posibles sin la intervención del Dr. Roberto Zenit, a quién debo además numerosos comentarios y charlas que ayudaron a mejorar este trabajo.

Finalmente agradezco al Dr. Gonzalo González, Dr. Bernardo Hernández, Dr. Julio Juárez, Dr. Victor Jacobo, Dr. Armando Ortiz por sus comentarios constructivos, como también las repetidas y prolongadas discusiones con Dr. Rafael Schouwenaars.

Este trabajo se lo dedico a las personas más importantes a mi alrededor, Sol, Matías, Juan Carlos y mi madre, que junto con Omi están siempre presentes en mi memoria. Matías y Sol, les doy las gracias por estar construyendo experiencias que nunca imaginé. Gracias Sol, por tener siempre las palabras adecuadas de aliento para empujarme a seguir y acompañarme todos los días. Matías, gracias por despertarme en las mañanas para ir a volar al infinito, simplemente increíble. Juan, te agradezco el hecho de ser mi hermano en el más amplio sentido de la palabra y ser la voz objetiva. Mami, gracias por tu apoyo incondicional y perenne el cual ha sido fundamental para conseguir todas mis metas.

A Anna le agradezco las largas horas que de asesoría y los paseos por los laboratorios, los cuales han abierto nuevas puertas.

Estoy profundamente agradecido con la gran familia que me rodea, y que sigue creciendo: Fam. Eguiluz Aldrete, Fam. Backes, Fam. Selmer, Fam. Velutini Becker, Fam. González Rivas, Fam. Cerisola Cabrera, Fam. Zapfe, Fam. Propfe de la Vega, así como a todos mis hermanos (Piter, Richard, Karel, Glen, Andretti, Brody, Mau-Tse, Marry, Lucciana, Tiririt, Rodrigo, Kaki, Nora, Kimon y Mike), que habiendo tomado caminos distintos, en muy diferentes lugares, seguimos compartiendo el más importante, el de divertirnos y disfrutar.

A Delphine y Michael estoy agradecidos por el apoyo y motivación que me han transmitido a través de su ejemplo.

Quiero dedicarles también este trabajo y darles las gracias a Hugo, Agustín, David, Everth, Humberto y Richar, quienes me han brindado una amistad inimaginable, y que estoy seguro perdurará donde quiera que nos encontremos. Este trabajo les pertenece también.

Una vez más termino agradeciéndole a Rafael Schouwenaars como profesor, como amigo, como jefe, como colega, quien siempre logra que salga de su cubículo con una motivación infinita y cuyo ejemplo como investigador es de aplaudir. Gracias por el apoyo sincero que me has brindado en momentos tan importantes de mi vida.

Índice general

Índice general	I
Índice de figuras	III
Índice de tablas	IX
Lista de Abreviaciones y Acrónimos	X
Resumen	XI
Abstract	XII
Objetivos	XIII
Introducción	XIV
1 Antecedentes	1
1.1. Tribología	1
1.2. Aleaciones tribológicas dúctiles	3
1.3. Tribocapas	6
1.4. Indentación instrumentada	10
2 Modelado matemático	13
2.1. Modelo analítico	13
2.2. Simulaciones mediante MEF	15
2.2.1. Bases para la simulación	15
2.2.2. Simulaciones paramétricas	18
3 Desarrollo Experimental	22

3.1. Equipo	22
3.1.1. Tribómetro	22
3.1.2. Pernos	23
3.2. Probetas	23
3.2.1. Laminación	23
3.2.2. Tratamiento térmico	24
3.2.3. Preparación superficial	24
3.3. Diseño experimental	25
3.4. Adquisición de datos	25
3.5. Muestras metalográficas para microscopía óptica y electrónica de barrido	26
3.6. Indentación instrumentada	26
4 Resultados	28
4.1. Radios del área de contacto	28
4.2. Modelos matemáticos	28
4.2.1. Modelo analítico	28
4.2.2. Modelo MEF	30
4.3. Desgaste	30
4.4. Microestructuras	32
4.4.1. Tribocapas formadas en láminas con 10 minutos de recocido	32
4.4.2. Tribocapas formadas en láminas con 30 minutos de recocido	42
4.5. Microdureza	54
5 Discusión	58
5.1. Modelos analítico y numérico (MEF)	58
5.2. Proceso de formación de las TC	59
5.3. Dureza de las TC	62
5.4. Recomendaciones y trabajo a futuro	64
6 Conclusiones	66
Bibliografía	68

Índice de figuras

1.1. Disciplinas involucradas en el estudio de la tribología [4]	3
1.2. Esquema de un cojinete bimetálico	5
1.3. Esquema de un cojinete trimetálico	5
1.4. Contactos nominal y real	7
1.5. Ejemplo de una tribocapa formada en la aleación SAE 783. El estaño (blanco) sirve como marcador para observar la deformación plástica. Micrografía tomada a $400\times$ con electrones retrodispersados (BSE)	9
1.6. Datos típicos obtenidos de un ensayo de II. a) carga-tiempo y b) carga-desplazamiento. Datos tomados de un ensayo en polimetilmetacrilato [37]	11
1.7. Comportamiento ideal de una II	12
2.1. Análisis de fuerzas para la obtención del par	14
2.2. Distribución de σ_{vM} para el incremento 10/40. El esfuerzo máximo es igual a 77.58 MPa	15
2.3. Resultados obtenidos a partir de las simulaciones MEF relacionando el esfuerzo con la fuerza para pernos de 200 mm de radio de curvatura	15
2.4. a) Mallado de la multicapa metálica, b) ensamble del modelo utilizado para las simulaciones	17
2.5. Resultados de las simulaciones paramétricas para un material con $\sigma_0 = 62$ MPa	18
2.6. Resultados de las simulaciones paramétricas para un material con $\sigma_0 = 37$ MPa	18
2.7. Representación gráfica de la ecuación 2.16	19
2.8. Representación gráfica de la ecuación 2.17	19

2.9. Gráfica de contornos de la ecuación 2.16	19
2.10. Gráfica de contornos de la ecuación 2.17	19
2.11. Presiones de contacto para láminas con recocido de 10 minutos a 300°C. a lo largo del radio de contacto, a_p	20
2.12. Presiones de contacto para láminas con recocido de 30 minutos a 300°C, a lo largo del radio de contacto, a_p	21
3.1. Configuración del tribómetro coaxial y geometría de los pernos .	23
3.2. Micrografías tomadas a 200x (BSE) mostrando la microestructura de partida para láminas recocidas durante a) 30 y b) 10 minutos	24
3.3. Perfil de rugosidad de una muestra después de la preparación superficial, junto con los parámetros R_a , R_z y R_{max}	25
3.4. Esquema de la microindentación Vickers	27
4.1. Evolución de los coeficientes de fricción para los ensayos realiza- dos durante 300 segundos a probetas con 10 minutos de recocido, calculada con el modelo semiempírico	29
4.2. Desgaste de las muestras ensayadas con perno de 200mm de radio de curvatura con 10 minutos de recocido	31
4.3. Desgaste de las muestras ensayadas con perno de 200mm de radio de curvatura con 30 minutos de recocido	31
4.4. Surcos concéntricos creados como consecuencia del deslizamiento en un material dúctil, SAE 783, 50× en microscopio óptico . . .	31
4.5. Micrografía tomada a 800×. Grietas formadas por la combi- nación de adhesión y deformación plástica acumulada en una tribocapa	31
4.6. 800×. Sección transversal de una probeta ensayada con esfuerzo equivalente a $1.25\sigma_0$. La TC es menor que la ZDP	33
4.7. 1600×. Sección transversal de una probeta ensayada con esfuerzo equivalente a $1.00\sigma_0$. La TC es mayor que la ZDP	33
4.8. 400×. TC formada con un esfuerzo equivalente de $1.25\sigma_0$. Una macrogrieta divide a la TC en dos. Ésta puede haber sido conse- cuencia de la propagación de una microgrieta, dada la composi- ción similar a ambos lados de la grieta	34
4.9. 6400×. Con tiempos de ensayo cortos, 300s, es posible encontrar zonas nanoestructuradas. En la parte superior se encuentra la TC, en la parte inferior, ZDP.	34
4.10. Diagrama de fases en equilibrio del sistema Al-Sn	35

4.11. 400×. TC formada con un esfuerzo equivalente a 1.00 σ_0 . La TC está seccionada y presenta un patrón similar a una onda. La ZDP acompaña por debajo con el mismo patrón	36
4.12. 400×. TC formada con un esfuerzo equivalente a 1.25 σ_0 . La TC está seccionada y presenta un patrón similar a una onda. La ZDP acompaña por debajo con el mismo patrón	36
4.13. 400×. Un fragmento de TC aislada marcada con A, acompañada de un espacio dejado por otro segmento de TC aislada, B	37
4.14. 1600×. Los listones de Sn promueven la delaminación, provocando la eventual formación de fragmentos de TC. Para tiempos de 600 segundos las grietas tanto verticales como horizontales se aprecian de manera regular en TC con composición <i>cuasi-homogénea</i>	37
4.15. A 1600× se aprecian mucho más detalles de la TC, poros, grietas, granos finos e incluso dos TC, indicadas como TC1 y TC2, divididas por una superficie indicada con flechas	38
4.16. A 6400× es posible ver granos de Sn nanoestructurados, integrándose de la ZDP a la TC. Detalle de la micrografía mostrada en 4.15.	38
4.17. 800×. Intermetálicos atrapados en granos de Sn a punto de integrarse a la TC	39
4.18. 1600×. Visible cantidad de Sn en TC formada durante un ensayo de 1200 segundos	40
4.19. 800×. ZDP a punto de quedar encerrada por la rotación de un fragmento de TC	40
4.20. 400×. Segmento de TC forzada a penetrar el volumen. Se observa una gran cantidad de grietas	41
4.21. 6400×. A altos aumentos se distinguen zonas nanoestructuradas (a) y otras posiblemente en solución sólida (b)	41
4.22. 1600×. Dos TC perfectamente delimitadas por un plano, sin mezclarse	42
4.23. 800×. Las islas de TC aparecen muy porosas y son probablemente el resultado de la incrustación de macropartículas, de ahí su discontinuidad	43
4.24. 800×. La suma de las profundidades de la TC y la ZDP tienen un valor casi constante a lo largo de las zonas con MM homogénea	43

4.25. 800×. La fragmentación de los listones de Sn es clara en etapas tempranas de la formación de la TC. Se aprecian muchos poros en la zona cercana a la superficie, en donde los pocos granos de Sn semicompletos llegan a estar perpendiculares a la superficie	44
4.26. 800×. Grandes intermetálicos de Si rodeados de Sn se indican con flechas. Más pequeños e indicados por una flecha se aprecian intermetálicos Al ₃ Fe, también rodeados de Sn. La transición entre ZDP y TC es gradual y no es posible distinguir una frontera claramente	44
4.27. 3200×. TC joven en proceso de MM. En la parte media de la micrografía se aprecia la magnitud que alcanza la fragmentación de Sn antes de comenzar a alearse mecánicamente. Se observan una gran cantidad de poros y grietas	45
4.28. 6400×. Se aprecia la nanoestructura de la TC en una zona cercana a la frontera con la ZDP	45
4.29. 800×. TC fragmentada mostrando una profundidad mayor a los 40 μm. Se distinguen concentraciones de Sn dentro de los fragmentos de TC	46
4.30. 800×. Grietas de gran extensión paralelas a la superficie son creadas en un material fragilizado. La ZDP es, al igual que en la micrografía 4.29 mucho menor en profundidad que la TC	47
4.31. 800×. TC con una transición peculiar de ZDP a TC. En este caso la frontera es prácticamente inexistente, observándose más bien un gradiente microestructural	47
4.32. 800×. Sección de TC formada por parches de varias TC. Los estados de MM en cada uno de los segmentos que conforman a la TC poseen grados distintos. Se encuentran incluso ZDP (a). La soldadura en frío entre partículas de TC es posible	48
4.33. 1600×. Formación de dos TC. La primera (TC1), subsuperficial ahora es tapada por la redeposición de una nueva TC (TC2). Esta posee tanto ZDP como TC en un estado avanzado de MM	48
4.34. 6400×. TC extremadamente fina. Sus dimensiones son incluso menores que las del espesor de los listones SN. Se aprecia como es que fragmentos nanométricos son integrados a la TC	49
4.35. 400×. Onda con TC creada posiblemente por la incrustación de una macropartícula	50
4.36. 800×. Fragmentos de TC siendo integradas a la ZDP. De esta manera el proceso de MM continúa agregando material nuevo	50

4.37. 400×. Amplia zona afectada por los efectos de los esfuerzos cortantes y de compresión. La zona se extiende hasta casi 100 μm de profundidad. Partículas de TC han sido integradas a la ZDP	51
4.38. 800×. Detalle de la micografía mostrada en 4.37. La TC muestra una MM heterogénea, así como un gran número de grietas, sugiriendo que se trata de una TC ya sin ductilidad	51
4.39. 6400×. Frontera perfectamente marcada por un grano de Sn, el cual está siendo integrado a la TC. En la parte inferior se encuentra la ZDP, en la superior la TC.	52
4.40. 12800×. Detalle de la frontera de la figura 4.39. La fragmentación del cristal de Sn es de escala nanométrica	52
4.41. 800×. Micrografía sin ZDP, la cual se ha convertido en TC. Hay zonas en las que todavía no se ha integrado al cien por ciento por medio de MM	53
4.42. Vórtice formado alrededor de una partícula de acero después de un ensayo de 1200 segundos con $1,25\sigma_0$ de esfuerzo aplicado en una probeta recocida durante 10 minutos, 800×. Con flechas se indica una grieta entre un listón de Sn y el Al, delaminación que disminuye la calidad de los cojinetes de deslizamiento. Este defecto se puede eliminar con tratamientos térmicos de recocido a mayores temperaturas o tiempos	53
4.43. Comparación de la distribución de microdureza HV para ambos tratamientos termomecánicos. La constante <i>Prom</i> indica el promedio de dureza HV del material sin ensayar, σ^\pm indica la desviación estándar de <i>Prom</i> .	55
4.44. Curvas de carga-penetración para un ensayo de 1200 s y 55.9 N sobre una probeta con 10 minutos de recocido. Los ensayos realizados sobre la TC muestran una resistencia a la penetración mayor	56
4.45. Curvas de carga-penetración para un ensayo de 1200 s y 5.87 N sobre una probeta con 10 minutos de recocido. La curva <i>t3</i> fue realizada probablemente sobre una zona rica en Sn y sin TC a pesar de estar dentro de la huella	56
4.46. Curva carga-penetración mostrando la penetración a través de la TC y en el material	56
4.47. Curvas de carga-penetración para un ensayo de 600 s y 23.9 N sobre una probeta con 30 minutos de recocido	57

4.48. Curvas de carga-penetración para un ensayo de 1200 s y 3 N sobre una probeta con 30 minutos de recocido. Las curvas $t1$, $t2$ y $t3$ son representativas para la TC, formada en zonas cercanas al centro de área de contacto	57
5.1. Fuerza de fricción, F_{μ} , contabilizada en el modelo semiempírico, el cual se asemeja mucho a un proceso de corte	58
5.2. Esquema de la indentación instrumentada a través de la TC y el volumen de material	62
5.3. Curva de carga experimental con la curva de ajuste superpuesta. Se aprecia cómo es que la curva ajustada presenta una desviación significativa en la parte correspondiente a la TC, dentro de los primeros $\sim 17\mu\text{m}$	63
5.4. Comparación entre las funciones de ajuste para el ciclo completo de carga y para la zona correspondiente a la TC	64

Índice de tablas

2.1. Relación entre esfuerzo y fuerza para R=20mm	16
2.2. Relación entre esfuerzo y fuerza para R=200mm	16
3.1. Parámetros de control	25
4.1. Comparación de a_p obtenidos entre el modelo analítico (a_{pteo}), experimentalmente con giro de perno (a_{pexp}), indentación con perno sin giro (HB) y por medio de MEF	29

Lista de Abreviaciones y Acrónimos

Abreviación	Definición
AISI	American Iron and Steel Institute
AISI 9840	Aleación con composición Fe - 0.4 %C - 0.25 %Si - 0.8 %Mn - 1 %Ni - 0.25 %Mo en peso
ASME	American Society of Mechanical Engineers
ASTM	American Society for Testing and Materials
HB	Dureza Brinell
HR	Dureza Rockwell
HV	Dureza Vickers
II	Indentación instrumentada
MEB	Microscopio Electrónico de Barrido / Microscopía Electrónica de Barrido
MEF	Método de elementos finitos
MGF	Materiales con gradiente funcional
MM	Mezcla Mecánica
SAE 783	Aleación con composición Al - 20 %Sn - 1 %Cu - 0.6 %Fe en peso
TC	Tribocapa
UDIATEM	Unidad de Investigación y Asistencia Técnica en Materiales
ZDP	Zona de deformación plástica

Resumen

El cambio que sufre la microestructura de las superficies en aleaciones tribológicas dúctiles es fundamental para lograr una reducción en el coeficiente de fricción y en el desgaste de componentes mecánicos tales como cojinetes de deslizamiento, prolongando su vida útil y por consecuencia disminuyendo costos tanto energéticos como económicos. El presente trabajo analiza la capa tribológica formada en la aleación SAE 783 (Al-20 % Sn-1 % Cu-0.6 % Fe, % en peso), utilizada como la parte funcional en la producción en masa de cojinetes de deslizamiento para motores de combustión interna de ignición asistida.

La aleación fue sometida a distintas condiciones de carga y tiempo de ensayo en un tribómetro coaxial sin lubricación, utilizando acero AISI 9840 (Fe-0.4 % C-0.25 % Si-0.8 % Mn-1 % Ni-0.25 % Mo, % en peso) como la contraparte tribológica, para determinar los efectos de las condiciones mencionadas sobre las propiedades mecánicas y microestructurales de la capa *génesis*. Para su análisis se recurrió a microscopía electrónica de barrido y a microindentación instrumentada, revelando la existencia de microestructuras metaestables y una dureza superior a la original, logradas por las altas presiones de contacto.

Se presentan dos modelos para la obtención del coeficiente de fricción del par tribológico. El primero, un modelo analítico, parte de un análisis de fuerzas, y permite monitorear la evolución del coeficiente de fricción en tiempo real. El segundo, se basa en simulaciones paramétricas utilizando el Método de Elementos Finitos. Ambos modelos presentan bases suficientes para continuar siendo explorados, a modo de alcanzar una buena correlación con los resultados experimentales.

Abstract

The microstructural change experienced by the surfaces of ductile tribologic alloys is of special interest to achieve a reduction in the friction coefficient and limits the wear of mechanical components such as journal bearings, extending their working life and consequently diminishing energy-related as well as economic costs. The present work analyses the tribolayer formed in a SAE 783 alloy (Al-20 % Sn-1 % Cu-0.6 % Fe, % weight), used as the functional part in the mass production of small combustion engine journal bearings.

The alloy was subjected to several load and testing time conditions, employing a coaxial tribometer without lubrication and using AISI 9840 steel (Fe-0.4 % C-0.25 % Si-0.8 % Mn-1 % Ni-0.25 % Mo, % weight) as the tribological counterpart. This was done to establish the effects of the already test conditions on the mechanical and microstructural properties of the new layer. Scanning electron microscopy and instrumented microindentation were used for analysis, revealing the existence of metastable microstructures and higher hardness, as a result of the high contact pressures achieved.

Two models to obtain the friction coefficient of the tribopair are presented. The first one, an analytical model, was developed from a force analysis and can be used to perform real time monitoring of the friction coefficient evolution. The second one, is based on parametric Finite Element Method simulations. Both models present enough arguments to continue being explored, so that good correlation with experimental results can be achieved.

Objetivos

- Generar tribocapas en la aleación SAE 783 a través de deformación plástica severa utilizando un tribómetro coaxial.
- Relacionar los efectos de la fuerza normal aplicada así como el tiempo de ensayo, con la microestructura de las tribocapas, formadas en la aleación SAE 783, ensayadas bajo distintas condiciones de operación en seco en un tribómetro coaxial.
- Conocer la dureza de las tribocapas por medio de microindentación instrumentada.
- Explorar las ventajas de la microindentación instrumentada sobre la microindentación tradicional.
- Describir el comportamiento del coeficiente de fricción del par tribológico.
- Correlacionar resultados de la simulación por medio del Método de Elementos Finitos (MEF) con datos los experimentales.

Introducción

Todas las superficies en contacto sometidas a movimiento relativo, sin importar la magnitud de las fuerzas externas, sufren un cambio, ya sea en sus propiedades químicas, físicas, mecánicas o combinaciones de ellas. Los motores de combustión interna poseen cientos de elementos expuestos a estas condiciones, consumiendo una cantidad significativa de energía. Los cojinetes de deslizamiento son uno de éstos, los cuales desarrollan tribocapas como consecuencia de la interacción con el cigüeñal. Estas tribocapas imprimen condiciones nuevas de operación, permitiendo el uso de la maquinaria por cientos de miles o millones de kilómetros, en el caso de motores de combustión interna de ignición asisitida. Es precisamente esta capa, formada en una aleación SAE 783 (Al - 20 %Sn - 1 %Cu - 0.6 %Fe en peso), la que es de interés y se analiza en el presente trabajo. Entender los mecanismos de formación, así como sus efectos podría, entre otras cosas, permitir un mejor diseño de cojinetes, reduciendo sus dimensiones o incrementando la potencia de los motores, por tanto aumentando su eficiencia.

En el capítulo 1 se presenta de manera breve una definición de tribología y su historia hasta la actualidad. Se presentan algunas de las aleaciones tribológicas dúctiles utilizadas actualmente, así como conceptos que describen su comportamiento mecánico. Las tribocapas son el objeto de estudio de este trabajo, por lo que se describen factores y fenómenos que se combinan para favorecer su formación. Finalmente, se introduce el concepto de indentación instrumentada, así como las ventajas que presenta frente a la indentación tradicional como herramienta de caracterización.

El capítulo 2 está dedicado al planteamiento de dos modelos matemáticos que pretenden en un futuro predecir el comportamiento del coeficiente de fricción a lo largo del tiempo de ensayo. El primero es un modelo analítico, que parte de un análisis de fuerzas y de la mecánica de contacto. El segundo se basa en simulaciones paramétricas utilizando el Método de Elementos Finitos.

El procedimiento experimental utilizado durante este trabajo se detalla en el capítulo 3, en el que se indica el equipo utilizado, las especificaciones técnicas tanto de las superficies en juego, como del equipo en general. La preparación de las probetas a partir de dos tratamientos termomecánicos se detallan en esta sección, así como el esquema que se

siguió para la preparación de muestras para microscopía electrónica de barrido y para las pruebas de indentación instrumentada.

Los resultados, se presentan en el capítulo 4. Se muestra una comparación al inicio de los resultados obtenidos para uno de los factores más importantes: el radio del área de contacto, seguido de los resultados obtenidos a partir de los modelos matemáticos. El desgaste, las microestructuras resultado de los ensayos de tribometría y el análisis de las durezas cierran esta sección.

En el capítulo 5 se realiza una discusión de los resultados obtenidos, empezando por los modelos matemáticos. La formación de las tribocapas y la indentación instrumentada anteceden algunas recomendaciones a realizarse en trabajos futuros con aleaciones tribológicas en desarrollo.

El capítulo final presenta las conclusiones.

Capítulo 1

Antecedentes

1.1. Tribología

La tribología es el área de la ciencia que estudia la fricción, lubricación y desgaste de los materiales [1]. La palabra tribología tiene su origen en el vocablo griego *τριβος* (tribos), el cual significa frotar [2]. Esta definición fue establecida muy recientemente, alrededor de la década de los 60's del siglo pasado.

Al frotar dos ramas de madera con gran fuerza se puede crear fuego. Esto es algo que aprendió la humanidad hace más de 100 mil años. Este evento podría considerarse como una de las consecuencias directas más importantes relacionadas con la tribología prehistórica. La historia egipcia, a través de sus jeroglíficos, ha dejado registros demostrando que esta civilización ya se dedicaba a resolver algunos problemas de desgaste y lubricación al aplicar aceite de oliva a elementos rodantes. Más recientemente, durante el renacimiento, fue Leonardo da Vinci quién registró en más de 5000 bocetos la importancia de estudiar de manera sistemática y tratar de comprender lo sucedido entre piezas en movimiento relativo utilizando dispositivos operando en base a la gravedad. Entre sus innumerables aportaciones aparecen posibles materiales para cojinetes así como algunos diseños de rodamientos [3]. Sin embargo, toda esta comprensión del fenómeno de desgaste y lubricación era meramente anecdótico, sin comprender los fundamentos de los procesos involucrados. A la fecha se continúa sin comprender la fricción a un nivel fundamental.

Uno de los primeros estudios completos fue realizado por Charles Coulomb en 1785, en el que relacionó los efectos de la carga con el área y el tiempo de contacto para varias combinaciones de materiales. Coulomb retomó parte del trabajo realizado por Amonton, quién propuso que la fricción es consecuencia de las colisiones repetidas entre las irregularidades de las superficies. La mejora a la propuesta de Amonton radica en que él afirmó que la fricción se debe únicamente a la interacción entre las asperezas y descartó la contribución de las fuerzas intermoleculares de las superficies en contacto, fenómeno

conocido como adhesión. La conclusión viene de que la fricción es usualmente considerada independiente del área (aparente) de contacto. Esta observación de Coulomb se puede interpretar como la primera distinción entre deformación y adhesión. El descubrimiento de Coulomb desató una serie de controversias y avances importantes, los cuales resultaron en dos teorías fundamentales para explicar la fuerza debida a la fricción (F_f). La primera (Coulomb, [4]) relaciona al coeficiente de fricción con la interferencia de las asperezas de los materiales en contacto, mientras que la teoría de adhesión hace lo propio al considerar F_f como el producto del área real de contacto y el esfuerzo cortante de la unión en la región (Tabor, [4]). A esto se sumó otra gran aportación, la de Heinrich Herz en 1882 sobre los esfuerzos y deformaciones de sólidos elásticos provocados por el contacto entre geometrías arbitrarias [3].

Avances recientes han dejado en claro la complejidad de incluso el evento tribológico más simple. La fricción está íntimamente relacionada tanto con la adhesión como con el desgaste [5]. Estos tres fenómenos requieren de una comprensión profunda en estados de desequilibrio a un nivel molecular para poder determinar lo que sucede a un nivel macroscópico. Las superficies pueden ser suaves o rugosas, elásticas, viscoelásticas o plásticas, frágiles o dúctiles, estar o no lubricadas y de naturalezas químicas muy diferentes. Las asperezas entran y salen de contacto constantemente, con fluctuaciones de presión desde 1 Pa hasta 1 GPa en cuestión de fracciones de segundo. Estos eventos no pueden ser tratados, en la mayoría de los casos, con teorías lineales [5] ni de manera aislada, volviendo al estudio de la tribología en una disciplina con un alto grado de complejidad.

Para Ludema [4] son básicamente cuatro áreas, ver figura 1.1, las que se ocupan del estudio de la tribología hoy día, volviéndolo un campo interdisciplinario, figura 1.1, sumamente difícil de unificar y por lo tanto retador. La mecánica de sólidos se concentra más en la matemática de los esfuerzos de contacto y en la temperatura superficial debido a la interacción de dos o más materiales. La mecánica de fluidos hace lo propio creando modelos del comportamiento de lubricantes líquidos para cualquier geometría de superficies interactuantes. Por su parte, la ciencia de materiales se enfoca en los mecanismos a niveles atómico y microestructural donde la degradación o alteración de las superficies ocurre durante el deslizamiento. Finalmente, la química se ocupa de estudiar la reactividad entre lubricantes y superficies sólidas. El presente trabajo cae dentro de las áreas de mecánica de sólidos y en la ciencia de materiales.

Como consecuencias positivas de la fricción se pueden dar ejemplos como la transmisión de potencia, frenar o simplemente desplazarse. Pero también tiene una cara no deseada con la que se tiene que lidiar: el desgaste. Éste acaba con los cartílagos de las articulaciones, las suelas de los zapatos, cortadores, cojinetes de deslizamiento, etc.. Esto tiene un impacto a nivel ambiental muy grande. Varios estudios han confirmado que una tercera parte de la energía total consumida es por consecuencia directa o indirecta de la fricción [1, 6], volviendo deseable el control de ésta, sobre todo en días en que la disminución de emisiones se ha vuelto de suma importancia. En motores de combustión interna, una reducción del 10 % en pérdidas mecánicas significaría un ahorro del 4.5 % en consumo de combustible [7]. Sumado a esto están los efectos económicos. ASME publicó en 1981 un estudio en el que se afirmaba se obtendrían ahorros por más de 20'000 millones de



Figura 1.1: Disciplinas involucradas en el estudio de la tribología [4].

dólares anualmente, únicamente en los Estados Unidos de América, realizando investigación y desarrollo tecnológico en tribología [8]. En la actualidad, entender y controlar los mecanismos estudiados por la tribología podría traducirse en ahorros de hasta 15% del PIB de un país [9,10].

1.2. Aleaciones tribológicas dúctiles

Las aleaciones tribológicas dúctiles son empleadas principalmente para producir cojinetes de deslizamiento, utilizados en motores de combustión interna y bombas. Éstos se fabrican a partir de aleaciones que cumplen con propiedades mecánicas, físicas y químicas muy específicas, y se unen a un respaldo de acero, proporcionando las partes funcional y estructural del sistema, respectivamente.

Los cojinetes de deslizamiento son piezas utilizadas para reducir en por lo menos un grado de libertad el movimiento de un elemento mecánico, además de operar con coeficientes de fricción y desgaste bajos para prolongar la vida útil de la maquinaria. Existen otro tipo de piezas utilizadas para el mismo fin, restringir alguno de los seis grados de libertad que posee un cuerpo, pero su funcionamiento se basa en elementos rodantes sin deslizamiento. El presente trabajo se enfoca en la tribocapa formada por el deslizamiento de elementos sobre un material utilizado comercialmente para la producción de cojinetes.

Algunas de las aleaciones tribológicas dúctiles disponibles en el mercado hoy día se presentan a continuación:

- a) base plomo y base estaño (babbitts); los babbitts base plomo contienen un alto porcentaje (>80% en peso) de plomo, teniendo la desventaja de tener una resistencia a la fatiga baja. Las aleaciones basadas en estaño contienen igualmente un alto porcentaje de éste (<85% en peso), teniendo una mejor resistencia a la fatiga, gracias al cobre añadido (4-8%). Ambas aleaciones son suficientemente blandas

como para atrapar partículas ajenas o desprendidas (incrustabilidad). Aunado a esto, su buena conformabilidad permite la operación correcta del sistema mal alineado o con lubricación deficiente por sus bajos puntos de fusión, creando una capa protectora [11],

- b) base aluminio; esta familia de aleaciones se utiliza para producir cojinetes que requieran una alta resistencia a la fatiga y trabajen a temperaturas mayores que los babbitts. Entre sus bondades se puede encontrar una buena resistencia a la corrosión, resistencia al desgaste y compatibilidad tribológica aceptable con el acero. Sin embargo, su incrustabilidad resulta ser menor que la de los babbitts [4, 11], al ser los cojinetes de Al más duros,
- c) cobre-estaño/plomo; para aplicaciones con mayor carga, los cojinetes deben de poseer una resistencia a cargas y una dureza mayor que los babbitts de plomo o aluminio. Las aleaciones de cobre con estaño han sido utilizadas para cumplir con estos requisitos, gracias a su buena compatibilidad tribológica con aceros y a la existencia de compuestos intermetálicos, los cuales incrementan la resistencia de la aleación [11].

Dentro de las propiedades funcionales más importantes están la resistencia mecánica, la compatibilidad tribológica, incrustabilidad, resistencia al desgaste y resistencia a la corrosión, definidos a continuación:

Resistencia mecánica: la resistencia mecánica es la capacidad que poseen los cuerpos para soportar fuerzas sin fracturarse, y depende del material y su geometría. Este valor suele extraerse de una curva ingenieril de esfuerzo-deformación,

Compatibilidad: la compatibilidad tribológica se puede explicar de manera parcial mediante el rango de solubilidad líquida y sólida en el diagrama de fases de los elementos en contacto [2, 10, 12], por lo que la compatibilidad tribológica implica una incompatibilidad termodinámica. Esto está relacionado con el concepto de adhesión, el cual se debe a los enlaces químicos y físicos que forman las superficies en contacto, y evitará que los elementos mecánicos queden soldados entre sí por las grandes presiones generadas en momentos críticos de lubricación marginal o incluso sin lubricación.

Incrustabilidad: es la capacidad que tiene el material para atrapar partículas potencialmente abrasivas ajenas al sistema, o material desprendido por el desgaste, previniendo mayor daño en los elementos más cosotosos, como lo es un cigüeñal [13].

Resistencia al desgaste: matemáticamente se define a la resistencia al desgaste como

$$I = \frac{dl}{dw} \quad (1.1)$$

donde l es la distancia deslizada y w la profundidad de la capa desprendida. Este parámetro adimensional indica qué tanto hay que deslizar el par tribológico para perder una profundidad dada. Los cuatro mecanismos de desgaste son: por adhesión, desgaste abrasivo, desgaste por fatiga y desgaste corrosivo.

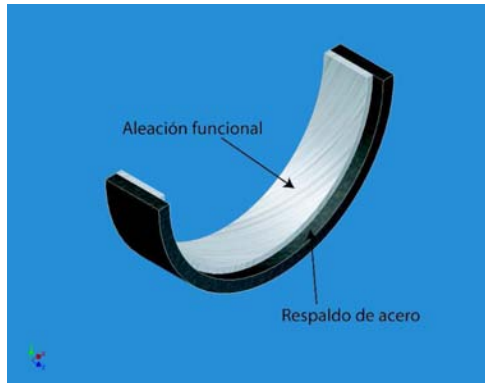


Figura 1.2: Esquema de un cojinete bimetálico.

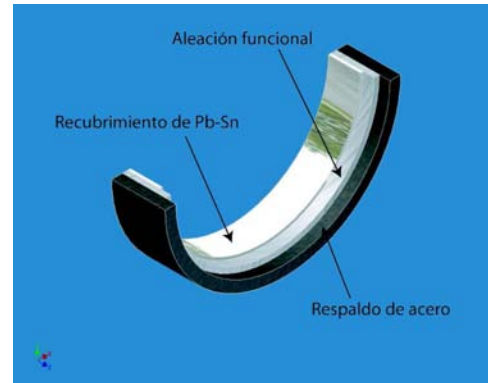


Figura 1.3: Esquema de un cojinete trimetálico.

Resistencia a la corrosión: Por último se encuentra la resistencia a la corrosión, indicador de qué tanto se degradan las propiedades del cojinete ante la presencia de lubricantes acidificados a lo largo del tiempo de uso [4].

Históricamente se ha considerado a la fatiga como un factor importante en el diseño de cojinetes. Sin embargo, este mecanismo de falla no juega un papel intrínseco en el desgaste de cojinetes. Una razón es que estos elementos se encuentran durante toda su vida útil sometidos a altos esfuerzos de compresión únicamente. Un segundo argumento es que las dimensiones de las capas que conforman el sistema son del orden micrométrico inferior, siendo insuficiente para que una grieta de dimensiones críticas se propague.

Las aleaciones tribológicas dúctiles son colocadas de dos maneras entre los elementos deslizantes. Al primer arreglo se le denomina par directo de deslizamiento (PDD). Los cojinetes de deslizamiento entran en esta categoría, ya que el material tribológico está depositado sobre el medio cilindro de acero. Cuando el material tribológico es colocado directamente sobre la flecha o cigüeñal, por ejemplo, se le conoce como par de deslizamiento inverso (PDI) [1].

Con la experiencia se ha visto que un buen material tribológico es aquél compuesto por dos fases, de las cuales hay partículas duras en una matriz blanda, o viceversa, como lo es el caso de la aleación en cuestión, la SAE 783. Para que los cojinetes de deslizamiento cumplan con todas las exigencias impuestas, se ha encontrado empíricamente que una capa de aleación tribológica de entre 0.2 a 0.5 mm de espesor sobre un respaldo de acero funciona bien, figura 1.2. Esta capa bimetálica se produce por medio de colaminado. Para obtener el producto final se continúa con un proceso de corte y estampado para darle la forma semicilíndrica. Para mejorar la resistencia a la corrosión de algunas aleaciones, Cu-Pb por ejemplo, se aplica una tercera capa de Pb-Sn de 25 μm mediante electrodeposición [4, 14], resultando una estructura trimetálica, figura 1.3.

Como ya se vió previamente, el propósito de las multicapas es la de mejorar alguna propiedad, ya sea mecánica o química. Al unir un material menos rígido sobre uno más

rígido se crea, además, un gradiente elástico. A estos materiales se les conoce como materiales con gradiente funcional (MGF), y han sido ampliamente estudiados por su importancia en aplicaciones tecnológicas. Estos poseen variaciones espaciales en composición química y microestructural, así como en propiedades mecánicas, controlando variaciones térmicas, eléctricas, estructurales o funcionales [15–17]. Schouwenaars y colaboradores presentan [14] mediante simulaciones simples utilizando el Método de Elementos Finitos (MEF), cómo es que las aleaciones tribológicas se encuentran expuestas a esfuerzos relativamente bajos a pesar de los altos esfuerzos aplicados, gracias al respaldo de acero, el cual limita la deformación del sistema completo. Dada la baja rigidez de la capa tribológica, se producen deformaciones elásticas pequeñas resultando en esfuerzos bajos, consecuencia del comportamiento de un MGF.

En los últimos años se ha tratado de restringir el uso del plomo en varias aplicaciones, debido a su toxicidad [18]. La directiva para Restricciones de Sustancias Peligrosas de la Comunidad Europea (RoHS, por sus siglas en inglés), ha restringido el contenido de Pb en componentes electrónicos a 1000 ppm [19]. La creciente tendencia apunta al desuso de este elemento en componentes tanto mecánicos como electrónicos. Debido a lo anterior, en años recientes la investigación de aleaciones tribológicas se ha concentrado en nuevos materiales de matriz de aluminio y cobre principalmente. Aunado a esto, los cojinetes de deslizamiento han visto una pobre evolución comparado con otro tipo de componentes mecánicos. Debido a lo anterior, se busca actualmente una comprensión más profunda del comportamiento de estos elementos con la finalidad de hayar los parámetros óptimos de diseño.

1.3. Tribocapas

Las tribocapas (TC) son capas delgadas formadas en las superficies de materiales metálicos como consecuencia de acciones tribológicas. Éstas se caracterizan por tener microestructura, composición química y propiedades mecánicas distintas a las del material de partida. Se les denomina capa, debido a que el espesor que alcanzan permanece en el rango micrométrico inferior, afectando únicamente las zonas superficiales y subsuperficiales [20].

Cuando existe deslizamiento en seco, es decir, sin lubricación, el material cercano a la superficie se deforma plásticamente. Esto se ha demostrado para incluso cargas de $1 \mu\text{N}$ en especímenes dúctiles ensayados en microscopios de fuerza atómica [21]. Los cambios microestructurales son algo observado comunmente. Muchas otras alteraciones suceden simultáneamente, como las mencionadas en el párrafo anterior (microestructura, composición química y propiedades mecánicas distintas a las del material de partida), y es conveniente clasificarlas en dos grandes grupos [21]. El primero comprende todos aquellos cambios que son independientes del material, de la contraparte y del medio químico. En esta clasificación entran la deformación plástica (especialmente severa), inestabilidades por esfuerzos cortantes, subestructuras formadas por deformación, texturas cristalográficas, transformaciones de fase y grietas. El segundo integra todos aquellos fenómenos que

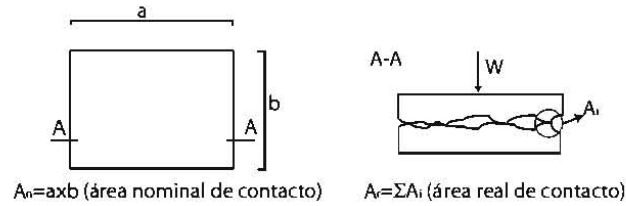


Figura 1.4: Contactos nominal y real.

sí son sensibles a las variables mencionadas, como adhesión, oxidación, mezcla mecánica y transformación microestructural.

Para comprender mejor los mecanismos involucrados en la formación de las tribocapas, es necesario diferenciar entre el contacto real y el contacto nominal. Todas las superficies están en realidad formadas por asperezas con distribuciones en altura variables deformándose elástica o plásticamente bajo cargas aplicadas. Es la suma de todos estos microcontactos creados por las asperezas individuales los que constituyen el área de contacto real, la cual representa una fracción pequeña del área de contacto aparente, como se presenta en la figura 1.4. La energía introducida por el contacto tribológico es frecuentemente suficiente para provocar que el material se comporte como fluido [22]. La relación entre amplitud y frecuencia de las microrrugosidades de las superficies con la profundidad de las tribocapas formadas ha sido estudiada por Pöhlmann et al. [23]. Estas producen una zona con patrones ondulados, efecto visto en la mayoría de las probetas ensayadas y discutido en la sección 4.

La adhesión, provocada por la formación y ruptura de enlaces moleculares o atómicos entre las superficies, junto con rayaduras creadas por partículas o superficies duras y la disipación de energía mecánica deformando plásticamente favorecen definitivamente la creación de la TC. Rigney menciona en [21] que la formación de la TC en metales depende de los siguientes procesos básicos: deformación plástica severa (DPS), inestabilidades por cortante, cambios de fase, transferencia, reacciones químicas, mezcla mecánica y fractura durante el deslizamiento.

La DPS es un prerrequisito para la formación de la tribocapa en materiales tribológicos dúctiles [24]. Éste efecto provoca una alteración tanto de la estructura como de la resistencia, llegando a crear cristales de dimensiones nanométricas. Las condiciones de formación se asemejan en mucho a las utilizadas en la producción de volúmenes nanoestructurados por extrusión de canal angular constante, torsión a alta presión o colaminado acumulado [10]. Estas son altas presiones, temperaturas de trabajo bajas y deformaciones verdaderas iguales o mayores a 10 [25]. En general, la deformación plástica provoca un aumento en la densidad de dislocaciones, genera una estructura celular o subgranos [26]. Estas estructuras con límite de grano de ángulo pequeño formarán nuevos cristales con límite de grano de ángulo grande, refinando la microestructura. Por otro lado, la resistencia de un material policristalino obedece la relación de Hall-Petch,

mostrada en la ecuación 1.2, hasta dimensiones de 20 nm [10] incrementándose conforme disminuye el tamaño de grano.

$$\sigma = \sigma_0 + Kd^{-\frac{1}{2}} \quad (1.2)$$

donde σ es la resistencia, σ_0 el esfuerzo de cedencia, K una constante y d el diámetro de grano.

Las inestabilidades por cortante se presentan comúnmente por la diferencia de velocidades tangenciales entre dos cuerpos. En la mecánica de fluidos es frecuente encontrar inestabilidades entre fluidos, tanto por diferencia de densidades (inestabilidades de Rayleigh–Taylor) como por diferencia de velocidades, conocida como inestabilidad de Kelvin-Helmholtz (KH) [27]. Cuando la diferencia de velocidades tangenciales es suficientemente grande entre las superficies de los cuerpos involucrados, entonces la inestabilidad comenzará a manifestarse formando ondas en las superficies. Dadas las altas presiones encontradas en los sistemas tribológicos [5], el comportamiento del sólido puede asemejarse al de un fluido. Las superficies, además, son susceptibles a inestabilidades por ser un defecto *per se*. Estas están siendo estudiadas para elucidar el límite de resistencia de sólidos sin importar su arreglo atómico [28], complementando experimentos realizados por indentación instrumentada (II) o microscopía de fuerza atómica. Lo interesante de las inestabilidades KH es que es posible encontrarlas en procesos de mezcla desde sistemas de tamaño estelar [29] hasta micrométricos, como lo es en este trabajo.

Las superficies de los cuerpos en movimiento relativo se ven además modificadas químicamente por la interacción entre sí y con el medio en el que operan. Esta mutua transferencia de material de las contrapartes concluye en la formación de una capa, capa de transferencia (CT), cuya composición química y microestructural es sustancialmente distinta a la del material que la contiene. Esta CT puede o no ser continua a lo largo de la pista de deslizamiento [30] y resulta importante, ya que Rigney ha reportado en [30] que la mayor parte de las partículas de deshecho se generan de la capa de transferencia, pero además mejora la resistencia al desgaste siempre y cuando óxidos y fases metálicas se deformen conjuntamente.

El mezclado mecánico (MM) es un proceso en el que se crean aleaciones tanto estables como metaestables. Está basado en la repetición de soldadura en frío entre partículas y fractura dentro de un molino de bolas, las cuales atrapan al material a mezclar al impactar [31]. Mediante esta técnica es posible sintetizar fases en estado de desequilibrio termodinámico, entre las que se encuentran soluciones sólidas sobresaturadas, fases cristalinas metaestables, cuasicristales, nanoestructuras y aleaciones amorfas. Esto se logra al aportar una energía suficientemente grande al sistema como para vencer la fuerza impulsora para separación debida a la entalpía positiva de mezcla (ΔH) [32], la cual causa segregación en condiciones naturales. En la formación de la TC, figura 1.5 se recrea este proceso de soldado en frío por impacto y fractura, provocado por las partículas de escombros desprendidas que quedan atrapadas entre los cuerpos en movimiento relativo, desatando la formación de fases metaestables como las mencionadas anteriormente. Scherge *et al.* han demostrado en [23] que la introducción de elementos como oxígeno al sólido no genera perfiles producido por un proceso difusivo de acuerdo a lo que establece

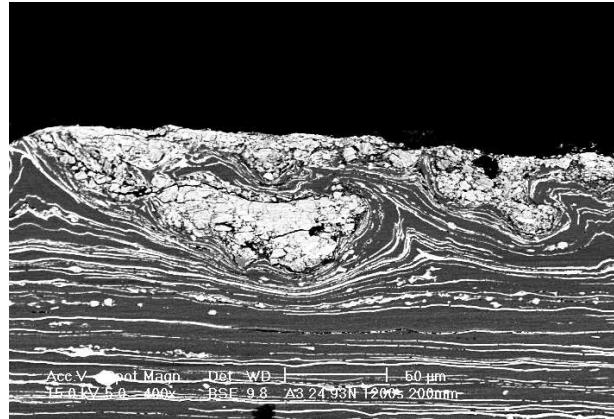


Figura 1.5: Ejemplo de una tribocapa formada en la aleación SAE 783. El estaño (blanco) sirve como marcador para observar la deformación plástica. Micrografía tomada a $400\times$ con electrones retrodispersados (BSE).

la Ley de Fick. Esto deja al MM como uno de los mecanismos posibles para explicar dichos perfiles.

Todos estos procesos suceden de manera simultánea y compiten entre sí al alcanzar el sistema un estado continuamente inestable. Esto provoca una variación en la fuerza necesaria para continuar con el deslizamiento una vez iniciado. El desgaste y la fricción son procesos dinámicos ligados íntimamente, por lo que es más acertado estudiar la evolución del coeficiente de fricción y las tasas de desgaste que valores absolutos de fricción y desgaste, como se acostumbra, ya que indican su comportamiento a lo largo del tiempo. A esta rama de la tribología se le conoce como tribometría.

La importancia de la tribocapa radica en posponer el desgaste. Para Scherge [23] la nueva zona es condición *sine qua non*, las máquinas no podrían operar durante los periodos en que lo hacen con tasas de desgaste tan bajas. Ésta zona está relacionada con las propiedades elástica y plástica de la superficie, con su topografía (microrugosidad), la fuerza aplicada y el coeficiente de fricción [33]. Resulta casi evidente que la capa formada por mezcla mecánica es más dura que el material base. Este cambio en las propiedades elasto-plásticas se pueden caracterizar mediante indentación instrumentada, explicado a detalle en la sección 1.4. El endurecimiento que permite una baja tasa de desgaste se produce inicialmente por trabajo en frío, seguido de refinamiento de grano y formación de fases metaestables, las cuales están lejos de describirse cabalmente. Estas zonas mezcladas son probablemente heterogéneas, con propiedades mecánicas anisotrópicas [23,24] y nanoestructuradas [21]. Todas estas propiedades variarán con la profundidad de la TC.

Los tribómetros son las máquinas en las que se realizan las pruebas de desgaste y fricción. Entre los muchos diseños, el más conocido es el tipo perno sobre disco. En este arreglo, el perno es presionado contra un plato que se encuentra girando. El perno barre el área del plato (disco) dejando una huella en espiral. Sin embargo, como el perno pasa

únicamente una vez por zona, un tribómetro más eficiente para estudiar un sistema con deformaciones plásticas severas es con un arreglo coaxial [34]. En éste, la muestra se encuentra estática, y el perno gira alrededor de su propio eje al mismo tiempo que es presionado contra la muestra, por lo que la zona de contacto es deformada cíclicamente, provocando deformaciones muy altas.

1.4. Indentación instrumentada

Por más de un siglo, la indentación se ha utilizado para probar el comportamiento mecánico de materiales para una amplia gama de aplicaciones ingenieriles. La razón principal por la cual se ha utilizado tan ampliamente se debe a su simplicidad experimental. La prueba requiere de preparación mínima, se puede llevar a cabo varias veces en una misma muestra y permite trabajar con distintos volúmenes seleccionando la carga y geometría de indentador adecuados.

Al realizar una de estas pruebas, la propiedad que se obtiene es la de dureza, la cual se define como la resistencia a la penetración. Esta es provocada por la compresión de un objeto duro con geometría conocida y con una carga definida contra la superficie del material de interés. La penetración del indentador deforma plásticamente al material, dejando una huella. La medida de dureza parte de medir la profundidad o el área proyectada de la marca [35].

El desarrollo tecnológico actual ha permitido la construcción de instrumental capaz de aplicar fuerzas desde el rango de kilonewtons hasta piconewtons con desplazamientos locales en la escala nanométrica [36, 37]. Parte de las bondades de esta prueba es que prácticamente cualquier sólido puede ser indentado, desde nanoestructuras pasando por materiales biológicos hasta metales y cerámicos. Desafortunadamente hay un precio que pagar por esta simplicidad. Los campos de deformación bajo un indentador son complejos, incluso para materiales isotrópicos, y el análisis de datos no es trivial. Para sistemas más complejos, como lo son recubrimientos, volúmenes pequeños, estructuras porosas, etc, en donde la respuesta de indentación está sujeta a comportamientos muy específicos del material, se requiere de mucha experiencia en los campos de la mecánica de contacto (indentación) y de la física del sistema ensayado.

Existen varios tipos de indentadores, los cuales son apropiados para aplicarse sobre distintos tipos de cuerpos. Los de geometría más aguda, Vickers o Knoop, por ejemplo, resultan ser más útiles para la extracción de propiedades elasto-plásticas de materiales dúctiles. Los de geometría esférica (Brinell) han sido utilizados en su mayoría para la obtención de propiedades elásticas de materiales frágiles, dada la relativa simpleza del análisis [36].

En contraste con los durómetros tradicionales, la II permite a partir de una carga dada, obtener de manera simultánea y continua la historia de un ciclo de indentación, como se muestra en la figura 1.6. De esta manera es factible obtener las propiedades elásticas y plásticas del material. La electrónica asociada al control del equipo da la

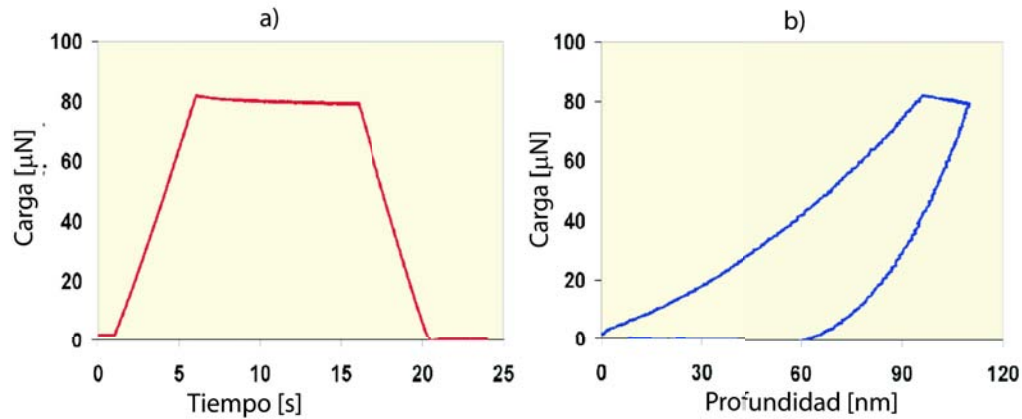


Figura 1.6: Datos típicos obtenidos de un ensayo de II. a) carga-tiempo y b) carga-desplazamiento. Datos tomados de un ensayo en polimetilmetacrilato [37].

libertad de trabajar con un sólo instrumento sobre prácticamente todos los materiales, aplicando desde $1\mu\text{N}$ hasta varios N. Esta capacidad de control ha dado la posibilidad de expandir la investigación en la ciencia de materiales, sobre todo a un nivel micrométrico. La II se ha utilizado para estudiar el comportamiento de dislocaciones en metales [38], comportamiento de fractura en cerámicos [39], comportamiento mecánico en películas delgadas [40] y hueso [41], comportamiento dependiente del tiempo en metales blandos [42] y en polímeros [43].

Queda claro que con el paso del tiempo, la indentación instrumentada ha ganado terreno como herramienta de investigación. Sin embargo, en contraste con pruebas como las de tracción uniaxial, la finalidad de éstas no es la de extraer un valor. Los conceptos de dureza y módulo extraídos por este medio son parámetros creados, ya que dependen directamente de la geometría utilizada durante el ensayo, así como de la carga aplicada y propiedades elásticas y plásticas del material ensayado. Por estas razones, la comparación de valores se deben de realizar siempre con los mismos parámetros, de lo contrario se debe de llevar a cabo con un cuidadoso escrutinio.

Uno de los retos más grandes que hay en la actualidad es obtener las propiedades elasto-plásticas a partir de una II y predecir la curva esfuerzo-deformación ($\epsilon - \sigma$). A este problema se le conoce como el problema inverso, en el cual se extraen el módulo de elasticidad, E , el esfuerzo de cedencia, σ_0 y el exponente de endurecimiento, n . Suresh *et al.* [44] han realizado estudios computacionales con el fin de predecir el comportamiento elasto-plástico de metales en un ensayo uniaxial de compresión con datos extraídos por II. También han realizado trabajos para predecir la curva de II a partir de E , σ_0 y n , correlacionando ambas pruebas con las propiedades de los materiales ensayados.

Encontrar una relación entre las propiedades obtenidas por indentación y las de un ensayo uniaxial no es cosa nueva. Tabor concluyó [45] con muy buenos resultados y sin la ayuda de métodos computacionales que la deformación verdadera era proporcional

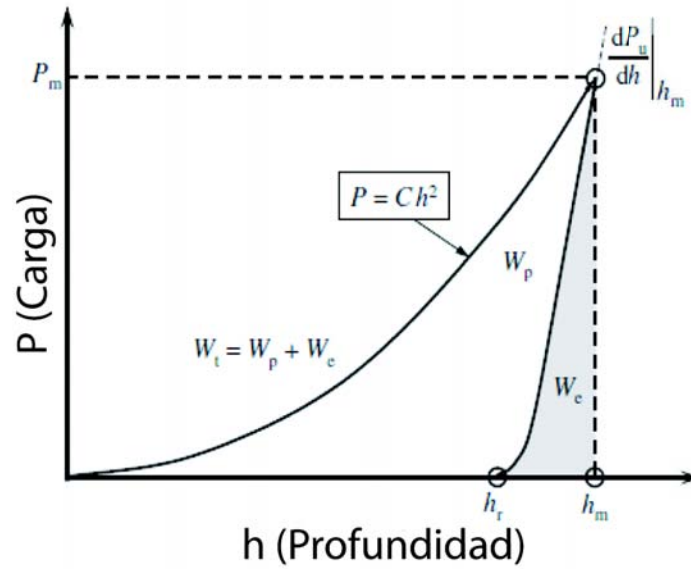


Figura 1.7: Comportamiento ideal de una II.

a la relación $\frac{d}{D}$, siendo d el diámetro de la indentación, D el diámetro del indentador, expresada por:

$$\epsilon = 0,2 \frac{d}{D} \quad (1.3)$$

Por su parte, Shaw y DeSalvo [45] demostraron en 1970 que para indentadores esféricos la presión media entre los cuerpos es proporcional al esfuerzo de cedencia del material

$$p_m = 3\sigma_0 \quad (1.4)$$

relación utilizada muy frecuentemente por su simplicidad.

En la figura 1.7 se observa una curva ideal para II sin tiempo de retención de carga, la cual sigue la ley de Kick ($P = Ch^n$), con $n = 2$. En la realidad $n < 2$ cuando hay endurecimiento y $n > 2$ cuando hay re-emblandecimiento por el trabajo de indentación. En la figura referida W_t representa el trabajo total para realizar la indentación, W_e es el trabajo recuperado por la descarga elástica y W_p es el trabajo plástico realizado por la indentación. Entre los parámetros obtenidos directamente por equipos comerciales están la profundidad h , la carga P , el área de contacto A , dureza H , deformación ϵ , esfuerzo de flujo σ , velocidad de deformación $\dot{\epsilon}$, trabajo de indentación W_t , trabajo plástico W_p , volumen de indentación V_i y el módulo elástico E , todos para cada instante de tiempo de la prueba.

Capítulo 2

Modelado matemático

2.1. Modelo analítico

El coeficiente de fricción se obtiene de relacionar la fuerza normal aplicada por el perno a la aleación SAE 783, el par requerido para el giro, geometrías de contacto y propiedades de los materiales, figura 2.1. Para el caso de contacto plástico se parte de calcular el esfuerzo promedio generado por el contacto entre la punta semiésférica y el semiplano con la expresión

$$\bar{\sigma} = \frac{N}{\pi a_p^2} \quad (2.1)$$

siendo N la fuerza normal aplicada y a_p el radio del área de contacto. Éste último se obtiene a partir de un análisis similar al de la muesca dejada por un indentador (perno) en una prueba de dureza Brinell (HB). La HB mide la resistencia de un material a ser penetrado con un indentador de punta esférica, midiendo el diámetro del área de la zona deformada plásticamente. La HB se obtiene a partir de la ecuación 2.2

$$HB = \frac{2P}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})} \quad (2.2)$$

donde HB es la dureza Brinell del material expresada en unidades de masa sobre área, D el diámetro de curvatura del indentador, P la carga aplicada en kilogramos y d el diámetro de la muesca marcada en el material ensayado. Despejando éste último de la ecuación anterior, se tiene

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

la cual se puede expresar como $d = 2a_p$, para que finalmente quede el radio de contacto plástico, a_p , como:

$$a_p = \frac{\sqrt{D^2 - \left(D - \frac{2P}{HB\pi D}\right)^2}}{2} \quad (2.4)$$

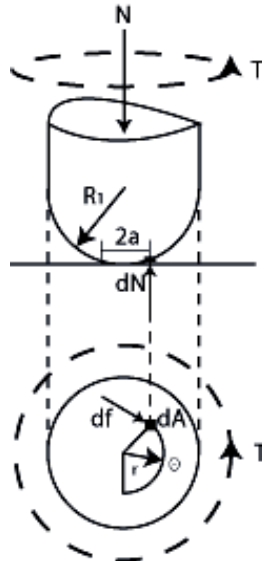


Figura 2.1: Análisis de fuerzas para la obtención del par.

Llevando a cabo un análisis de fuerzas de la figura 2.1, se obtiene que el par, T , se obtiene de la siguiente integral:

$$T = \int_A r df \quad (2.5)$$

en donde r es la variación del radio de contacto y f la fuerza del par, la cual está en función del coeficiente de fricción, μ y de la fuerza normal N . De forma diferencial la fuerza del par, f , se expresa:

$$df = \mu dN \quad (2.6)$$

para μ constante.

De la fuerza y área de contacto se obtiene el esfuerzo promedio en la zona de contacto:

$$\bar{\sigma} = \frac{dN}{dA} \Rightarrow dN = \bar{\sigma} dA \quad (2.7)$$

y el elemento diferencial del área viene dado por

$$dA = r d\theta dr \quad (2.8)$$

Haciendo una sustitución en cadena desde la ecuación 2.8 hasta la 2.5, se puede reescribir la expresión de par como sigue:

$$T = \int_0^{a_p} \int_0^{2\pi} \mu \bar{\sigma} r^2 d\theta dr = \int_0^{a_p} \int_0^{2\pi} \mu \frac{N}{\pi a_p^2} r^2 d\theta dr \quad (2.9)$$

Resolviendo y multiplicando por dos (son dos pernos los que se ensayan simultáneamente) se obtiene de manera explícita el par necesario para vencer todas las fuerzas de fricción y hacer girar a la flecha,

$$T = \frac{4\mu N a_p}{3} \quad (2.10)$$

De la ecuación anterior se despeja el coeficiente de fricción, μ , para el caso de contacto plástico. Éste queda en función de la fuerza normal aplicada, N , y del par, T , datos obtenidos en tiempo real durante los experimentos:

$$\mu = g(N, T) = \frac{3T}{4Na_p} \quad (2.11)$$

Los valores de la dureza Brinell (500 kg-f y esfera de 10mm, [46]) para cada uno de los tratamientos termomecánicos son de 71.63 kg/mm² (HV=79.627 kg/mm²) para un recocido de 10 minutos y de 62.52 kg/mm² (HV=69.041 kg/mm²) para uno de 30 minutos. Estos se obtuvieron a partir de microdureza HV, los cuales fueron convertidos a partir de interpolación con tablas proporcionadas por la norma ASTM E 140-97 [46].

2.2. Simulaciones mediante MEF

2.2.1. Bases para la simulación

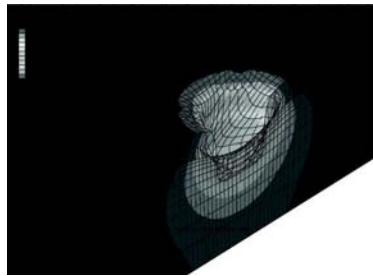


Figura 2.2: Distribución de σ_{vM} para el incremento 10/40. El esfuerzo máximo es igual a 77.58 MPa.

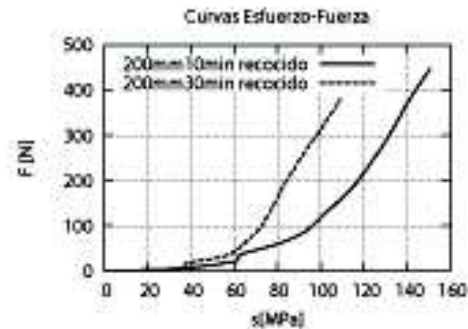


Figura 2.3: Resultados obtenidos a partir de las simulaciones MEF relacionando el esfuerzo con la fuerza para pernos de 200 mm de radio de curvatura.

La parte de simulación computacional se divide en dos. La primera es una serie de corridas de las cuales se obtuvo la fuerza de reacción del perno para cada uno de los valores de σ_{vM} máximo de la bicapa correspondiente a cada subintervalo, la cual se tomó como base para aplicar la carga durante los ensayos. Se aplicaron dos distintos tratamientos termomecánicos a las láminas de Al-Sn. Ambas sufrieron la misma deformación por laminación, $\epsilon_{vM} = 3$, seguidas de un recocido a 300°C de 10 y 30 minutos. Los detalles del tratamiento se presenta en la sección 3.2. En las tablas 2.1 y 2.2 se muestra la fracción del esfuerzo a alcanzar, el valor del esfuerzo en MPa y la fuerza necesaria para lograrlo, para las dos geometrías de perno utilizadas originalmente. Cabe resaltar el comportamiento no

Tabla 2.1: Relación entre esfuerzo y fuerza para R=20mm.

Tiempo de recocido [min]	Fracción de σ_0	σ a alcanzar [MPa]	Fuerza a aplicar [N]
10	0.75	46.5	1
	1.00	62	1.7
	1.25	77.5	15.5
30	0.75	27.75	0.66
	1.00	37	0.77
	1.25	46.25	6.7

Tabla 2.2: Relación entre esfuerzo y fuerza para R=200mm.

Recocido [min]	Fracción de σ_0	σ a alcanzar [MPa]	Fuerza a aplicar [N]
10	0.75	46.5	5
	1.00	62	25
	1.25	77.5	56
30	0.75	27.75	3
	1.00	37	6.6
	1.25	46.25	24

lineal a partir del esfuerzo de cedencia, el cual define un salto brusco en la fuerza necesaria para poder aumentar en una fracción pequeña la magnitud del esfuerzo aplicado. La figura 2.3 muestra claramente lo descrito. Se utilizó la interfaz gráfica de la paquetería comercial ABAQUS para construir y resolver el modelo perno-lámina bimetálica por medio de MEF, para resolver las ecuaciones diferenciales de interés asociadas al sistema. La construcción del modelo parte del trabajo [47], en el que se detalla lo relacionado con la simulación. Su uso se justifica por el hecho de que los modelos analíticos, como los propuestos por Herz, no describen de manera adecuada el comportamiento de una bicapa metálica o la distribución de esfuerzos bajo condiciones de contacto plástico, como lo es en el caso del Al-Sn con respaldo de acero [14].

Algunas de las consideraciones bajo las cuales se construyó el modelo son:

- lámina SAE 783 isotrópica,
- comportamiento elasto-plástico obtenido a partir de ensayos de tracción para la aleación SAE 783 ($E=70$ GPa, $\nu=0.33$) [47, 48],
- respaldo de acero isotrópico,
- comportamiento elástico para el respaldo de acero ($E=200$ GPa, $\nu=0.29$),

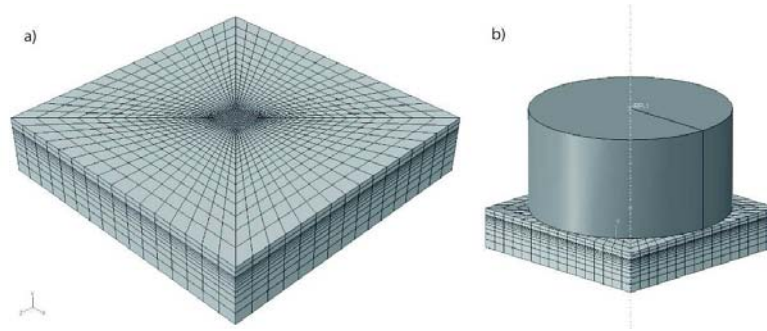


Figura 2.4: a) Mallado de la multicapa metálica, b) ensamble del modelo utilizado para las simulaciones

- perno idealmente rígido,
- se despreciaron efectos térmicos,
- no hay desprendimiento de material (no hay desgaste).

Ambos comportamientos plásticos se modelaron con la ley de potencia de Ludwik [49, 50]:

$$\sigma = c\epsilon^n \quad (2.12)$$

donde c es el módulo de resistencia, n , el exponente de endurecimiento por trabajo en frío, ϵ la deformación y σ el esfuerzo. Los valores de n se encuentran típicamente entre 0.1 y 0.5 para metales [45]. Los materiales modelados toman las siguientes formas concretas para cada tratamiento termomecánico a partir de curvas de tracción presentadas en el trabajo [47]:

$$\sigma_{10min} = 255,3\epsilon^{0,163} \quad (2.13)$$

$$\sigma_{30min} = 212,7\epsilon^{0,251} \quad (2.14)$$

Las condiciones iniciales y de frontera para los cuerpos involucrados fueron:

- empotramiento para el volumen bimetálico,
- velocidad de penetración del perno, v , igual a $0,625 \frac{\mu m}{s}$,
- velocidad angular del perno, ω , igual a $5,23 \frac{rad}{s}$, equivalentes a las 50 rpm de los ensayos,
- la interacción entre el perno y la lámina se definió como contacto superficie-superficie con un coeficiente de fricción de 0,27.

El modelo consta de 20608 paralelepípedos lineales como elementos finitos, correspondientes a las capas de Al-Sn y de acero. La malla se construyó de manera tal que la densidad de elementos fuera mayor en la zona de contacto y se redujera hacia la periferia. La figura 2.4 presenta lo descrito con claridad.

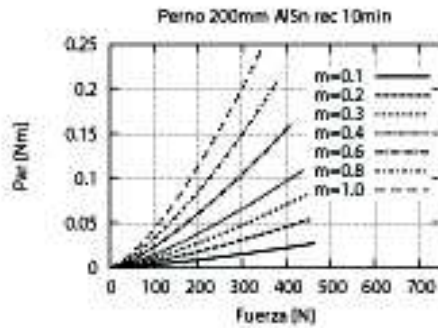


Figura 2.5: Resultados de las simulaciones paramétricas para un material con $\sigma_0 = 62$ MPa.

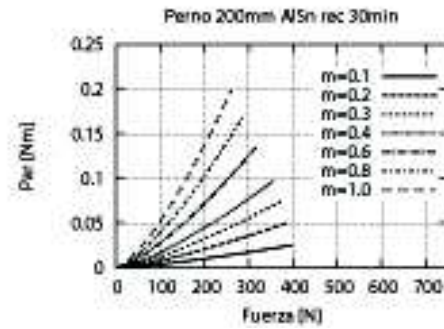


Figura 2.6: Resultados de las simulaciones paramétricas para un material con $\sigma_0 = 37$ MPa

Es de notar que la fuerza de reacción del perno es mucho mayor para el radio de curvatura grande para la misma fracción del esfuerzo de cedencia que para el radio de curvatura pequeño. Esto se debe al hecho de que el área de contacto es mayor para el caso de perno de 200 mm.

2.2.2. Simulaciones paramétricas

En esta segunda etapa de simulación se trabajó únicamente con los pernos de radio de curvatura de 200 mm, ya que durante la experimentación se observó que la sensibilidad del equipo utilizado no fue suficientemente fina como para trabajar en un rango confiable con la geometría de perno de 20 mm. Esto se discute con detalle en la sección 5.

Las simulaciones consistieron en variar el coeficiente de fricción, conservando constantes el resto de los parámetros. Los valores asignados al coeficiente de fricción fueron 0,1, 0,2, 0,3, 0,4, 0,6, 0,8 y 1,0 . Con esto se obtuvo la variación del par ejercido por el perno, figuras 2.5 y 2.6. Los datos obtenidos en las simulaciones se ajustaron con un modelo bilineal, mostrado en la ecuación 2.15, utilizando la paquetería comercial MATHEMATICA®.

$$\text{modelo} = a + bx + cy + dxy \quad (2.15)$$

donde a, b, c y d son las constantes de ajuste, y x (coeficiente de fricción) junto con y (fuerza aplicada) las variables. Con los valores de las constantes de ajuste se construyeron los paraboloides hiperbólicos $T(\mu, M)$, correspondientes al material duro (recocido de 10 minutos) y al material blando (recocido de 30 minutos), representados por las ecuaciones 2.16 y 2.17, respectivamente.

$$T_{10min} = -5,101 \times 10^{-4} - 1,709 \times 10^{-2}\mu - 2,236 \times 10^{-5}N + 7,001 \times 10^{-4}\mu N \quad (2.16)$$

$$T_{30min} = -1,099 \times 10^{-3} - 1,367 \times 10^{-2}\mu - 2,053 \times 10^{-5}N + 7,532 \times 10^{-4}\mu N \quad (2.17)$$

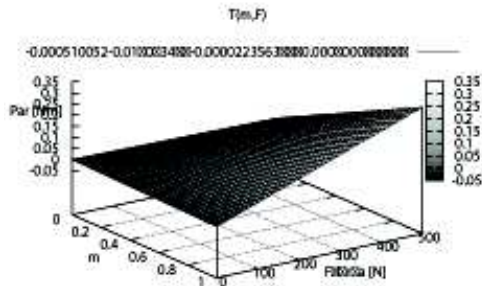


Figura 2.7: Representación gráfica de la ecuación 2.16.

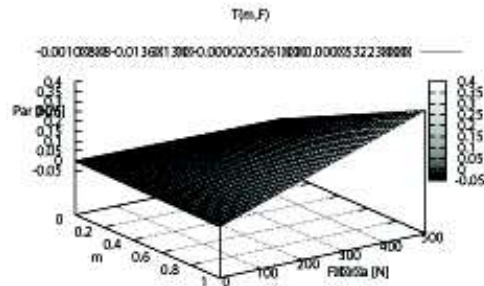


Figura 2.8: Representación gráfica de la ecuación 2.17.

La representación gráfica de las ecuaciones 2.16 y 2.17 se muestran en las figuras 2.7 y 2.8, acompañadas de sus gráficas de contornos, figuras 2.9 y 2.10, respectivamente. Observando el espacio $T - \mu - F$ se percibe, que el par aumenta al incrementar los valores de la fuerza aplicada y al reducir los valores del coeficiente de fricción.

Despejando μ de la ecuación de par, se obtienen nuevas expresiones en función del par, T , y de la fuerza aplicada, F . Con esta nueva ecuación, es posible interpolar el coeficiente de fricción para cualquier combinación de los parámetros ya mencionados, tanto para el caso de 10 minutos como para el de 30 minutos de recocado. Son estos dos parámetros los monitoreados durante los ensayos de desgaste y fricción. Las funciones tienen la siguiente forma:

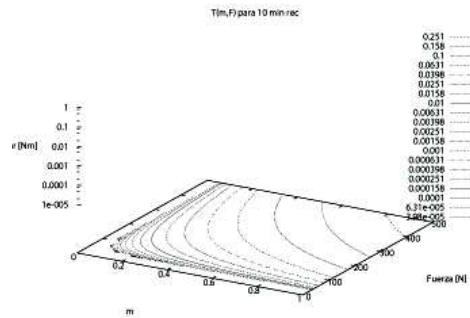


Figura 2.9: Gráfica de contornos de la ecuación 2.16.

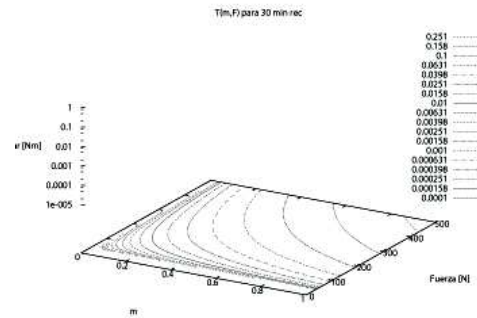


Figura 2.10: Gráfica de contornos de la ecuación 2.17.

$$\mu_{10min} = \frac{5,101 \times 10^{-4} + 2,236 \times 10^{-11}N + T}{-1,709 \times 10^{-2} + 7,001 \times 10^{-4}N} \tag{2.18}$$

$$\mu_{30min} = \frac{1,099 \times 10^{-3} + 2,053 \times 10^{-5}N + T}{-1,367 \times 10^{-2} + 7,532 \times 10^{-4}N} \tag{2.19}$$

El modelo analítico que se dedujo para la obtención del coeficiente de fricción experimental en el trabajo [51] y que se presenta al inicio de esta sección, considera una distribución de esfuerzos uniformes a lo largo del área de contacto para el caso plástico. Para confirmar esta hipótesis se obtuvieron las distribuciones de la presión de contacto para 5 de los 40 incrementos que tuvo cada simulación, siendo éstos el primero, décimo, vigésimo, trigésimo y cuatrigésimo incrementos, t y para el rango de valores del coeficiente de fricción, $\mu = 0,1 - 0,4$. En las figuras 2.11 y 2.12 se observa que la distribución de la presión de contacto no es homogénea, como se considera en el modelo analítico. Es muy claro que para todos los casos la presión de contacto es máxima en el centro del área de contacto (idealmente una circunferencia) y que disminuye con la variación del radio de contacto hacia la periferia hasta alcanzar un valor igual a cero.

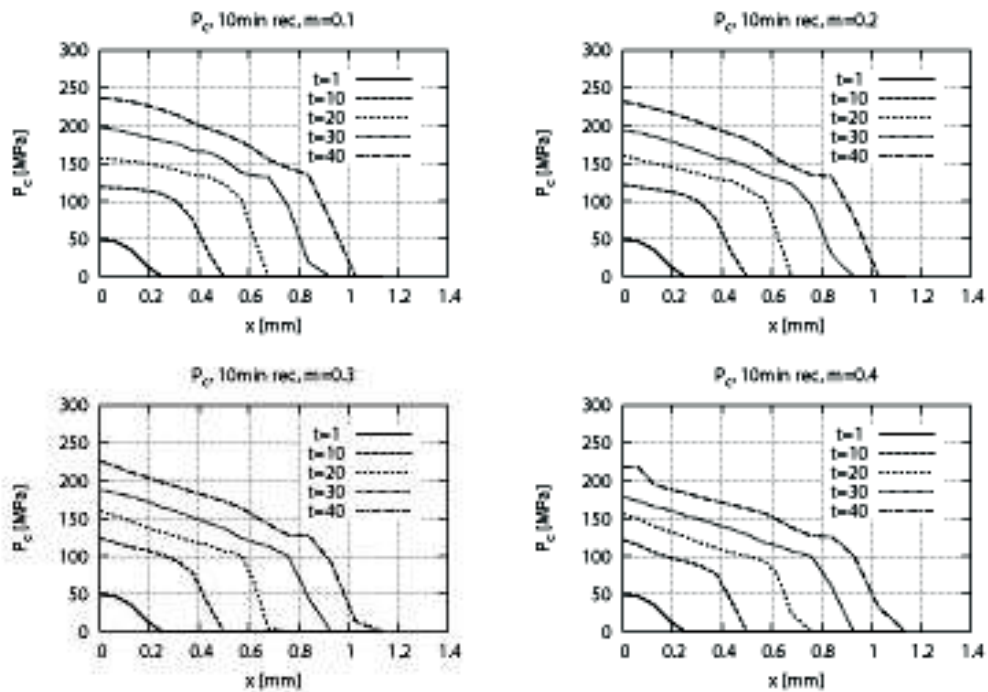


Figura 2.11: Presiones de contacto para láminas con recocido de 10 minutos a 300°C , a lo largo del radio de contacto, a_p .

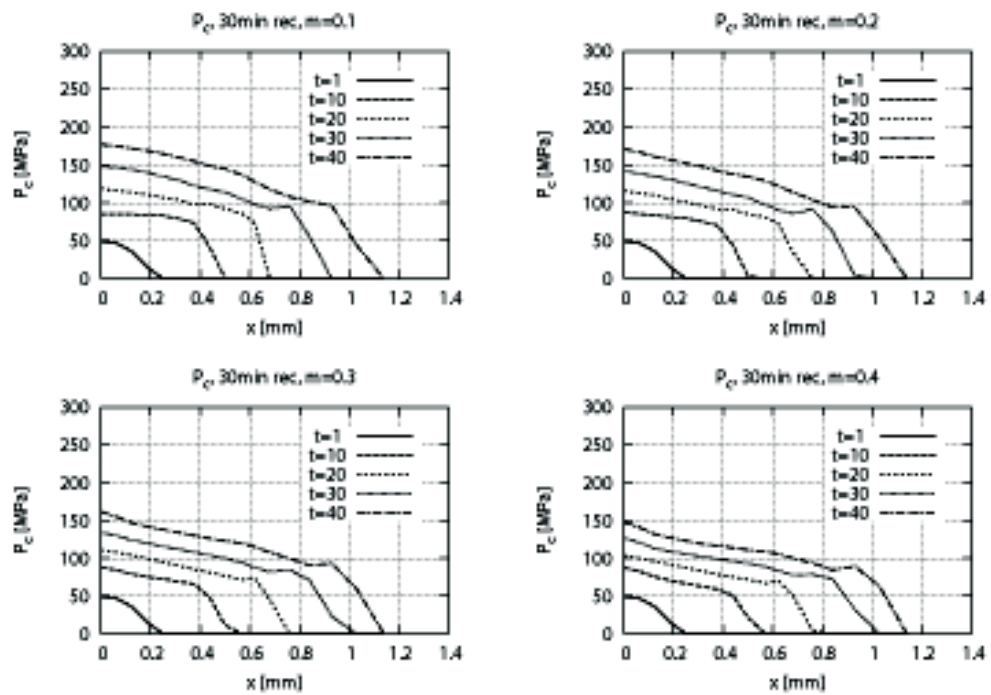


Figura 2.12: Presiones de contacto para láminas con recocido de 30 minutos a 300°C, a lo largo del radio de contacto, a_p .

Capítulo 3

Desarrollo Experimental

3.1. Equipo

3.1.1. Tribómetro

Los ensayos de desgaste y fricción **se realizaron en** un tribómetro coaxial construido *ex profeso* en la Unidad de Investigación y Asistencia Técnica en Materiales (UDIATEM), ubicada en la Facultad de Ingeniería. Los detalles de diseño, construcción y funcionamiento se pueden consultar en la referencia [51]. Éste se instrumentó con una celda de carga MediData y un torquímetro dinámico FUTEK TRS300, de 5 kg y 10 Nm de capacidad, respectivamente, conectados a un equipo comercial de adquisición de datos para su posterior procesamiento. Con esto se monitoreó el comportamiento de la carga aplicada a las probetas, así como el par necesario para vencer todas las fuerzas de fricción. El registro de estos datos se justifica con el hecho de que la evolución del coeficiente de fricción está en función del par y de la carga, manteniendo la siguiente relación: $\mu \propto \frac{T}{N}$ [34]. Esto se demostró en la sección 2.1.

El equipo funciona con un motor de corriente directa de $\frac{1}{2}$ hp y 1750 rpm. Esta velocidad puede ser controlada por medio de un variador de velocidad, en un rango de 50 rpm a 1750 rpm. El motor transmite la potencia por medio de un acoplamiento flexible al torquímetro dinámico, el cual a su vez transfiere la potencia a una polea sincrónica. La polea se encuentra conectada con una banda estriada a la flecha que lleva los pernos. Éstos se presionan contra las muestras por medio de un tornillo sin fin hasta alcanzar la fuerza de prueba. La rotación de los pernos comienza una vez estabilizada la carga normal, de acuerdo a lo que establece la norma ASTM [52] para ensayos de tipo perno sobre disco. En la figura 3.1 a) se muestra un esquema de la configuración del equipo se muestra.

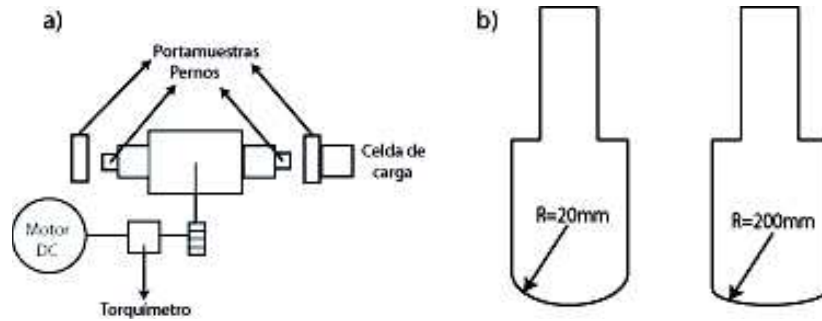


Figura 3.1: a) Configuración del tribómetro coaxial, b) geometría de los pernos.

3.1.2. Pernos

Los pernos, de 20 mm y 200 mm de radio de curvatura y 20 mm de diámetro, figura 3.1 b), fueron maquinados en acero AISI 9840, utilizado para la fabricación de piezas automotrices [53]. Posteriormente fueron pulidos hasta alcanzar un acabado espejo. Con esto se obtiene una rugosidad promedio, R_a , de $0.05 \mu\text{m}$, mucho menor a los $3.6 \mu\text{m}$ reportados en [54] como valor en cigüeñales nuevos de autos compactos. El valor de R_a se obtuvo de preparar una muestra plana del mismo material que los pernos, acero AISI 9840, con las secuencias y procedimientos utilizados en las superficies semiesféricas de los pernos. Esto, debido a la falta de equipo adecuado para medir el valor de R_a en una superficie esférica. Como instrumento de medición se utilizó un rugosímetro Mitutoyo SurfTest 402. La dureza de este material es de 26 HRC. Después de cada ensayo, los pernos fueron repulidos con lijas de tamaño de grano 600, 1200 y paño Microcloth[®], de Buehler, al 50% (875 rpm) de la velocidad máxima del tribómetro, con la finalidad de eliminar la capa de material transferido, así como óxidos formados durante la prueba y rayaduras.

3.2. Probetas

Las probetas de ensayo de fricción y desgaste fueron montadas en el portamuestras con un respaldo de acero, con el fin de proporcionar rigidez estructural, asemejándose al sistema bimetalico utilizado en cojinetes de deslizamiento (sección 1.3, [2, 12]). Este respaldo limita la deformación del sistema, resultando en una reducción del esfuerzo al que se encuentra expuesta la aleación tribológica dúctil [14]. El protocolo para la obtención de las probetas de ensayo de la aleación SAE 783 se presenta en 3.2.1 a 3.2.3. El respaldo de acero tiene 2 mm de espesor con una dureza HRA igual a 29.

3.2.1. Laminación

La materia prima de la cual se partió para preparar las probetas de ensayo fue donada por MAHLE Componentes de Motor de México S. de R.L. de C.V., empresa dedicada a la producción de cojinetes de deslizamiento para motores de combustión interna. El primer paso fue carear los lingotes para eliminar defectos superficiales y de colada, obteniendo

un planchón de sección transversal constante. La altura final del planchón fue de 9.6 mm. Los bloques fueron laminados en frío hasta alcanzar una deformación de von Mises igual a tres ($\epsilon_{vM} = 3$), con reducciones de 2 % para el primer paso, 4 % para el segundo, 6 %, 8 % y 10 % para los siguientes tres, y continuando con reducciones de 10 % hasta alcanzar la deformación antes mencionada. La laminadora utilizada fue una Fenn Amca International con rodillos de 127 mm de diámetro operada a una velocidad de $7,62 \frac{m}{min}$.

3.2.2. Tratamiento térmico

De las láminas obtenidas del proceso de deformación plástica se recortaron placas de 40 mm x 40 mm. La mitad de las placas fueron recocidas a una temperatura de 300°C durante 10 minutos, con el fin de obtener una microestructura recuperada, mientras que la segunda mitad estuvo dentro del horno por un periodo de 30 minutos, obteniendo una microestructura mixta, es decir, totalmente recuperada y parcialmente recrystalizada. En la figura 3.2 se aprecian las morfologías de partida para los ensayos de fricción y desgaste, consecuencia de los tratamientos térmicos. Con 10 minutos de recocido, los listones de estaño se aprecian continuos y paralelos, mientras que para los 30 minutos de recocido se observan los listones de estaño seccionados.

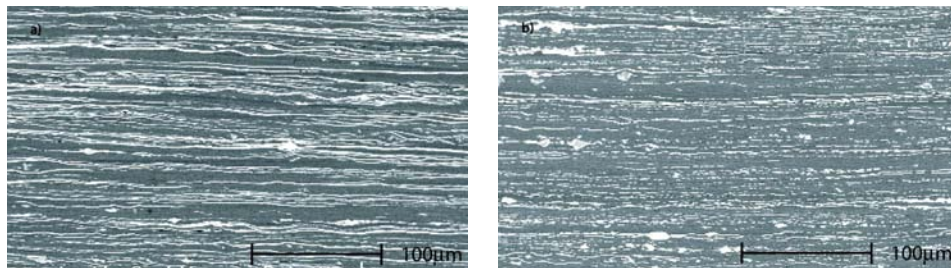


Figura 3.2: Micrografías tomadas a 200x (BSE) mostrando la microestructura de partida para láminas recocidas durante a) 10 minutos, los listones de estaño se aprecian continuos y paralelos, b) 30 minutos, se observan los listones de estaño seccionados.

3.2.3. Preparación superficial

Las superficies ensayadas fueron preparadas por medio de desbaste con lijas de los números 240 y 600, seguidas de un baño en agua corriente y una limpieza ultrasónica por 15 minutos en acetona. Inmediatamente después fueron secadas con aire caliente. Siguiendo este procedimiento se obtuvo una rugosidad promedio, R_a , menor a $1.1 \mu m$ para todas las superficies de la aleación SAE-783. Como instrumento de medición se utilizó un rugosímetro Mitutoyo SurfTest 402. En la figura 3.3 se muestra el perfil de rugosidad, junto con los parámetros R_a , la rugosidad promedio de los 5 picos y valles más altos y más profundos, R_z , y el pico con valle más alto, R_{max} .

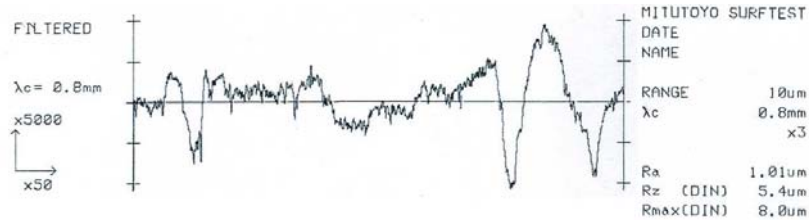


Figura 3.3: Perfil de rugosidad de una muestra después de la preparación superficial, junto con los parámetros R_a , R_z y R_{max} .

3.3. Diseño experimental

Con el tribómetro coaxial se realizaron experimentos para las dos geometrías de perno, 20 mm y 200 mm de radio de curvatura, así como para los dos tratamientos térmicos durante periodos de 5, 10 y 20 minutos. Las pruebas se hicieron con fuerzas suficientes para alcanzar $0.75\sigma_0$, $1.00\sigma_0$ y $1.25\sigma_0$, siendo σ_0 el esfuerzo de cedencia del material ensayado. El esfuerzo de cedencia de las probetas con un recocido de 10 minutos es de 62 MPa, mientras que para las que tuvieron un tratamiento térmico más prolongado, 30 minutos, es de 37 MPa. El diseño experimental se resume en la tabla 3.1. En total se realizaron 36 ensayos. Los ensayos se realizaron por duplicado.

Tabla 3.1: Parámetros de control.

ω [rpm]	Fracción de σ_0	R [mm]	t [s]	Recocido @ 300°C [min]	ϵ_{vM}
50	0.75	20	300	10	3
	1.00	200	600	30	
	1.25		1200		

3.4. Adquisición de datos

Para cada uno de los eventos resultado de las combinaciones de los parámetros mostrados en la tabla 3.1 se registraron y almacenaron los datos de la fuerza normal aplicada a las muestras, así como el par entregado por el motor con una frecuencia de muestreo de 10 Hz. Ambos equipos de medición fueron excitados con una fuente regulada de 1 A y 5 V de corriente directa. El voltaje de salida, la señal de interés, fue captada en una computadora personal a través de un equipo de adquisición de datos National Instruments™, el cual consta de los siguientes componentes físicos y de paquetería [51]:

- LabView 7.0™.
- Chasis NI-SCXI-1000; chasis de alimentación de los módulos SCXI. Enruta la señal.

- NI-SCXI-1600; equipo de comunicación con una PC a través de una conexión USB 2.0. Controla todos los módulos en el chasis.
- NI-SCXI-1102; módulo de adquisición de señales en volts y en corriente.
- NI-SCXI-1303; bloque de conexión para las salidas de las señales al módulo de adquisición de señales.

3.5. Muestras metalográficas para microscopía óptica y electrónica de barrido

Las muestras metalográficas para microscopía electrónica de barrido se obtuvieron de la parte central de las probetas ensayadas. Se cortaron en ladirección de laminado para observar la sección transversal y fueron montadas en Sampl-klips[®]. La resina utilizada fue de curado en frío, Epo-Quick[®], con el fin de evitar el calentamiento de las muestras. El desbaste se realizó con lijas con tamaños de grano 240, 360, 500, 600 y 1200, en el orden presentado. Se pulieron con alúmina Micropolish[®] de 0.05 μm en paño Microcloth[®]. Todo el material marcado con [®] es de Buehler. La observación se llevó a cabo con un microscopio electrónico de barrido Philips modelo XL30 con filamento de tungsteno a voltajes de aceleración de 15 kV.

Algunas probetas de ensayo fueron únicamente bañadas ultrasónicamente en acetona, para observación por medio de microscopía óptica y de barrido de las superficies desgastadas. La microscopía óptica se llevó a cabo con una cámara Olympus U-CAMAD3 con una magnificación de 10 \times y objetivos Olympus de 5 \times , 20 \times y 50 \times de aumento.

3.6. Indentación instrumentada

Para la obtención de las propiedades elasto-plásticas de la tribocapa se utilizó indentación instrumentada Vickers. Las mediciones se realizaron de manera perpendicular a las superficies ensayadas, partiendo del centro de la zona de contacto para continuar en dirección de laminación. Se realizaron de 3 a 6 indentaciones en la tribocapa y por lo menos 1 fuera de ésta. El equipo utilizado es un módulo Micro/Macro Nanovea de Micro Photonics Inc.. Los parámetros de control durante la microindentación fueron: velocidad de acercamiento, 10 $\frac{\mu\text{m}}{\text{min}}$; carga de contacto, 15 mN, carga máxima, 5 N, tasas de carga y de descarga, 10 $\frac{\text{N}}{\text{min}}$ y tiempo de retención de la carga, 5 segundos, con un indentador Vickers V1016. En la figura 3.4 se presenta el esquema utilizando para la microindentación.

Los parámetros fueron seleccionados de tal modo que el espesor de la tribocapa fuera atravesada en su totalidad. Las vibraciones y ruido exterior fueron los motivos por los cuales se seleccionó el valor de la carga de contacto y las velocidades de carga y descarga, evitando inestabilidades de contacto indentador-lámina. El tamaño de la huella fue siempre suficientemente grande como para abarcar las dos fases presentes.

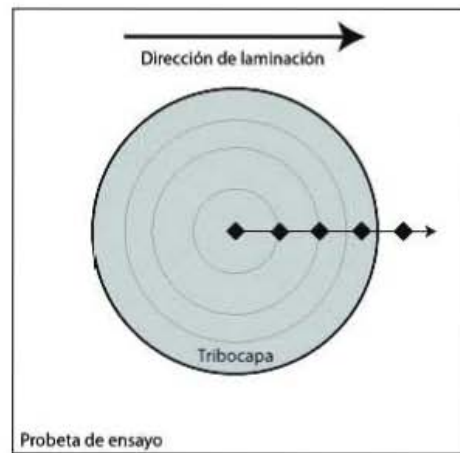


Figura 3.4: Esquema de la microindentación Vickers.

Capítulo 4

Resultados

4.1. Radios del área de contacto

Los valores del área de contacto plástico calculados: a) por medio del modelo analítico, ecuación 2.4, b) a través del MEF, c) junto con los obtenidos por indentación con el perno de 200 mm (Brinell) y d) los obtenidos después del ensayo en el tribómetro son presentados en la tabla 4.1. Los valores del radio plástico obtenidos experimentalmente con y sin rotación son mayores en por lo menos un orden de magnitud comparados con los teóricos (analítico y MEF). Las pruebas de indentación sin rotación se realizaron con un tiempo de retención de la carga de 5 minutos, teniendo un efecto de fluencia que el modelo analítico no considera. Por su lado, durante los ensayos de tribometría existe remoción de material y penetración del perno, creando un área de contacto con tiempo creciente mayor. Los resultados son consistentes con esta hipótesis. Los analíticos representan los valores más pequeños, pasando por los del MEF, que sí considera el efecto de giro del perno, seguidos por los de indentación y terminando con los generados por el ensayo de tribometría. Para todos los casos el radio del área de contacto aumenta con carga creciente, como esperado.

4.2. Modelos matemáticos

4.2.1. Modelo analítico

La evolución del coeficiente de fricción se obtuvo de alimentar la expresión 2.11 con los correspondientes pares de puntos registrados en tiempo real a través de la celda de carga y del torquímetro dinámico.

$$\mu(N, T) = \mu = \frac{3T}{4Na_p} \quad (2.11)$$

Para que la medición fuera explícitamente del sistema perno-lámina se realizaron

Tabla 4.1: Comparación de a_p obtenidos entre el modelo analítico, experimentalmente con giro de perno (promedio), indentación con perno sin giro (HB) y por medio de MEF.

Recocido [min]	Fuerza aplicada [N]	a_p teo [mm]	a_p exp [mm]	a_p HB [mm]	a_p MEF [mm]
30	3 ($0.75\sigma_0$)	0.039	1.74 ± 0.76	0.4	0.1875
	6.6 ($1.00\sigma_0$)	0.058	2.83 ± 0.82	1.36	0.25
	23.9 ($1.25\sigma_0$)	0.111	3.55 ± 0.14	1.7	0.375
10	5.87 ($0.75\sigma_0$)	0.052	2.3 ± 0.52	1.1	0.25
	24.9 ($1.00\sigma_0$)	0.105	2.3 ± 0.19	1.5	0.3125
	55.9 ($1.25\sigma_0$)	0.158	2.98 ± 0.55	2.45	0.4375

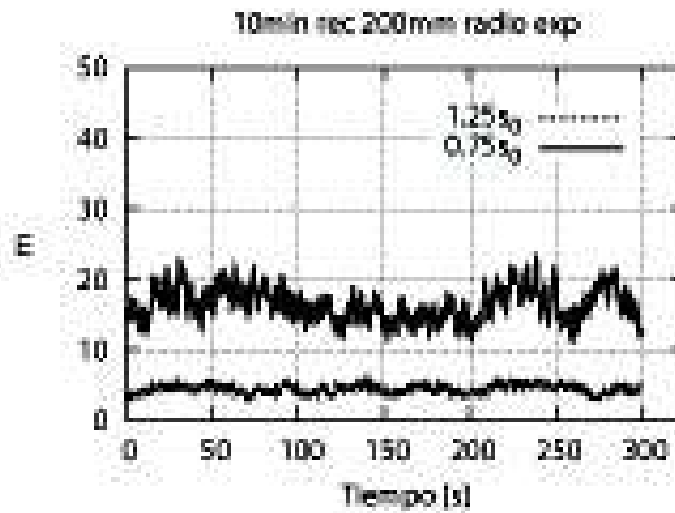


Figura 4.1: Evolución de los coeficientes de fricción para los ensayos realizados durante 300 segundos a probetas con 10 minutos de recocido, calculada con el modelo semiempírico.

para cada prueba mediciones durante sesenta segundos de la celda de carga en vacío y del torquímetro a su velocidad de ensayo, 50 rpm. De esta manera se conocieron la magnitud de la variación de la señal para cada instrumento, la desviación del cero calibrado para

cada ensayo y el par necesario para vencer todas las fuerzas de fricción del tribómetro. Estos datos fueron entonces restados, antes de aplicar la expresión de fricción, de los datos registrados durante los periodos de experimentación, dando como resultado la señal correspondiente al par únicamente debido al contacto perno-lámina.

En la figura 4.1 se muestran las curvas obtenidas para el coeficiente de fricción durante los ensayos realizados sobre dos probetas. El comportamiento de μ a lo largo del tiempo, para todos los ensayos puede considerarse como representativo, ya que la ecuación utilizada es directamente proporcional al par, siendo éste el que determina el comportamiento temporal de μ , considerando la fuerza normal aplicada, N , como constante a lo largo del ensayo. Sin embargo, el rango de variación del coeficiente de fricción está fuera del reportado en la literatura para aleaciones binarias de Al [55,56].

4.2.2. Modelo MEF

Se construyó un espacio tridimensional que relaciona al par, fuerza y coeficiente de fricción a partir de simulaciones paramétricas. Dentro de este espacio es permisible interpolar cualquiera de las variables mencionadas en función de las otras dos. Lo que no permiten estos modelos es aventurarse a extrapolar valores, dado el fuerte comportamiento no lineal que muestran los eventos tribológicos. Es esta una de las razones por las cuales el modelo predice el coeficiente de fricción para sistemas con un par pequeño ($T_{MEF} < 0.2$ Nm). El rango de valores del par tribológico perno-lámina utilizados en este trabajo es de $T_{exp} \sim 1.0$ Nm.

El alcance y limitaciones de cada uno de los modelos aquí presentados serán discutidos en la sección 5, mostrando que son una base para desarrollar modelos más completos que permitan la predicción del comportamiento del coeficiente de fricción.

4.3. Desgaste

Es necesario tener una idea clara de que tanto material se pierde o se gana durante la prueba. En el caso de pérdida de material, el perno funge como un cortador. En los casos en el que la probeta gana peso, el perno transfiere un porcentaje pequeño de material a su contraparte tribológica, además de integrar elementos de la atmósfera en la que se encuentra, i.e. O_2 . En las gráficas mostradas en las figuras 4.2 y 4.3 se presentan el porcentaje en volumen perdido para cada probeta ensayada, después del baño ultrasónico en acetona. Los porcentajes positivos indican una pérdida de material. Las mediciones del cambio en la masa de las probetas se realizaron con una báscula analítica de precisión OHAUS, con resolución de 0.0001 g, sugerida en [52]. Sin embargo, la variación de la masa de cada una de las probetas es muy pequeña, por lo que ésta se puede considerar como constante a lo largo de las pruebas realizadas para los tiempos y fracciones de σ_0 aplicadas.

Los ensayos corridos durante 300 segundos muestran tendencias de desgaste, más que de transferencia, al igual que los ensayos corridos durante 1200 segundos, para ambos

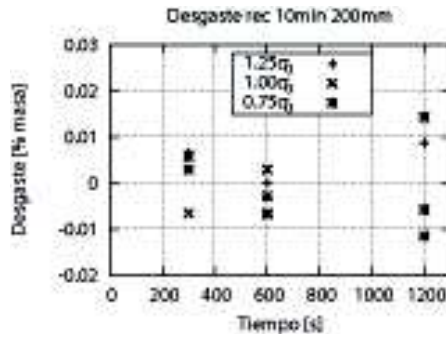


Figura 4.2: Desgaste de las muestras ensayadas con perno de 200mm de radio de curvatura con 10 minutos de recido.

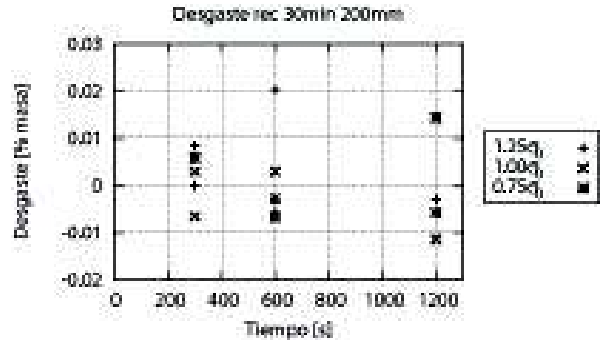


Figura 4.3: Desgaste de las muestras ensayadas con perno de 200mm de radio de curvatura con 30 minutos de recido.

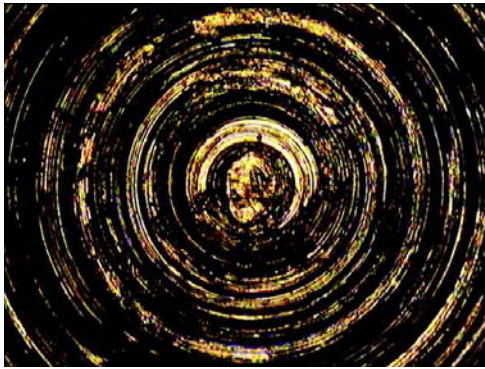


Figura 4.4: Surcos concéntricos creados como consecuencia del deslizamiento en un material dúctil, SAE 783. Imágen tomada a 50× en microscopio óptico.

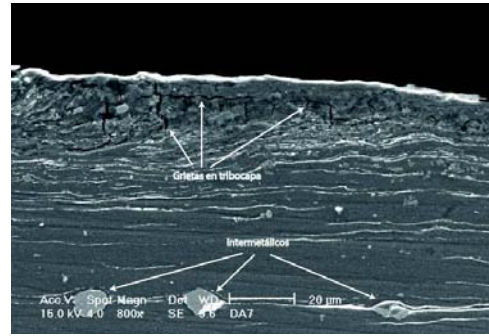


Figura 4.5: Micrografía tomada a 800×. Grietas formadas por la combinación de adhesión y deformación plástica acumulada en una tribocapa.

tratamientos térmicos. De los cuatro mecanismos de desgaste presentados en el capítulo 1, son tres los más activos en los ensayos [24]. En el primero, se crean surcos producidos por partículas abrasivas que han sido previamente endurecidas por el trabajo en frío y se han desprendido de la superficie. También los intermetálicos presentes al estar cerca de la superficie como partículas abrasivas. Como en los procesos de deformación plástica debe de cumplirse la conservación de volumen, parte de material es extruído por los extremos de la zona de contacto, creando pequeñas rebabas, separándose eventualmente y produciendo restos de metal. Kato y Adachi reportan en [57] que los surcos paralelos que se encuentran en materiales dúctiles después del deslizamiento son típicos del desgaste abrasivo. Para el tipo de ensayo los surcos son concéntricos, fenómeno apreciado en todas las probetas desgastadas y mostrado en la figura 4.4.

Los resultados correspondientes a los ensayos de 600 segundos para ambos tratamientos térmicos muestran una tendencia a ganar peso. Esto no significa que no haya desgaste. Sugiere, que además del desgaste, hay una transferencia del material de la contraparte tribológica. Es muy probable que las partículas producidas en el perno de acero hayan quedado atrapadas en la aleación de aluminio, dada su incrustabilidad. Además, la formación de óxidos con la humedad del medio crea materiales nuevos, los cuales se van integrando a través de la mezcla mecánica. La transferencia y retransferencia de material se da entre ambas superficies en mecanismos de desgaste por adhesión [57]. Como resultado se tienen partículas de tamaño relativamente grandes, de las cuales muchas quedan incrustadas en la aleación tribológica dúctil.

4.4. Microestructuras

La profundidad alcanzada por la tribocapa (TC) junto con la zona de deformación plástica (ZDP) son un indicador de qué tan lejos llegan los efectos de la fuerza normal aplicada combinada con los esfuerzos cortantes generados por el giro del perno. Todas las muestras presentan la combinación, en distintos grados, de la TC con ZDP. La mezcla mecánica (MM), así como su formación, homogeneidad, profundidad, grietas presentes y nitidez de la frontera de las TC están todas en función de los parámetros de control y funcionan como una manera de cuantificar el grado de MM. Para todos los casos va a ser el Sn un marcador natural de la aleación indicando el grado de deformación plástica, de MM y la dirección de flujo del material.

4.4.1. Tribocapas formadas en láminas con 10 minutos de recocido

300 segundos de ensayo

Se aprecia como los listones de Sn continuos, alargados y paralelos inicialmente han sido rotos como consecuencia de la deformación plástica, en las cercanías de la TC. El espesor de estas zonas va de los 5 μm a los 15 μm aproximadamente. Es visible un gradiente en la microestructura, volviéndose más finos los granos al estar más cerca de la superficie. Este gradiente se ve cortado por la TC, figuras 4.6 y 4.7. En la parte inferior es posible ver la microestructura de partida, con algunos intermetálicos.

Las TC poseen en su mayoría una buena MM para tiempos de 300 segundos, ya que es prácticamente imposible a aumentos de $1600\times$ o menores distinguir entre el Sn o el Al, creando un tono *cuasi*-homogéneo de gris, distinto al del Al puro, figuras 4.6 a 4.8. Las grietas presentes en esta TC son en su mayoría horizontales y de extensiones mayores a la profundidad de la TC. Éstas son provocadas por la propagación de microgrietas, las cuales al propagarse producen partículas en forma de hojuelas, como parte del mecanismo conocido como delaminación, figura 4.8.

En la figura 4.9 se observan cristales de tamaño nanométrico, justo en la frontera entre la ZDP y la TC. Estos parecen ser fragmentados por el movimiento relativo de la TC

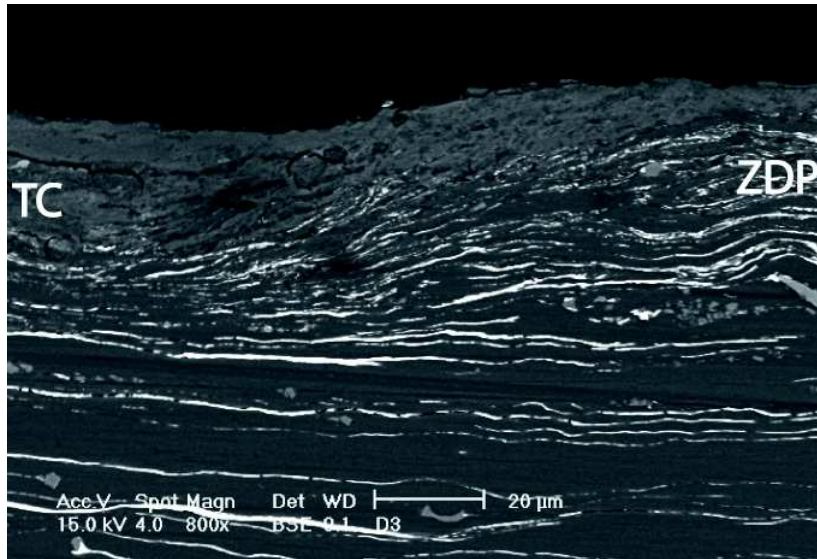


Figura 4.6: 800 \times . Sección transversal de una probeta ensayada con esfuerzo equivalente a $1.25\sigma_0$. La TC es menor que la ZDP.

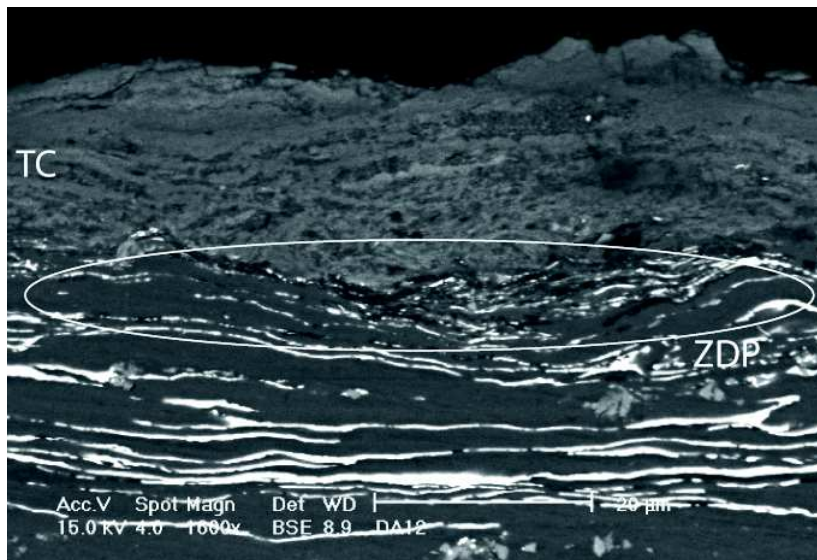


Figura 4.7: 1600 \times . Sección transversal de una probeta ensayada con esfuerzo equivalente a $1.00\sigma_0$. La TC es mayor que la ZDP.

con la ZDP, para ser integrados a través de MM a la nueva zona, ya sea por solubilidad sólida forzada o formando una red nanoestructurada.

Las TC más sólidas, continuas y profundas se encontraron para ensayos con un esfuerzo aplicado equivalente a $1.25\sigma_0$. Sus espesores llegan a los $40\ \mu\text{m}$. En la figura 4.8 se ve una macrogrieta que corre a lo largo de toda la extensión de la TC, la cual se convierte

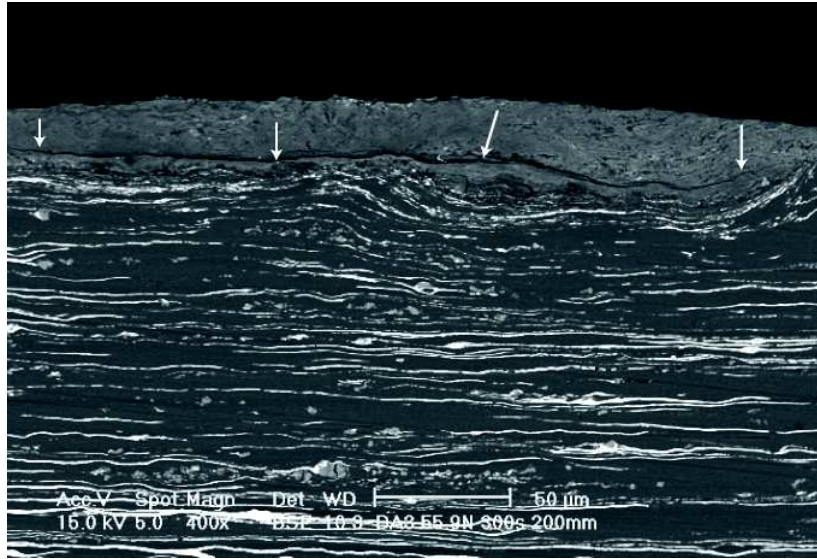


Figura 4.8: 400 \times . TC formada con un esfuerzo equivalente de $1.25\sigma_0$. Una macrogrieta divide a la TC en dos. Ésta puede haber sido consecuencia de la propagación de una microgrieta, dada la composición similar a ambos lados de la grieta.

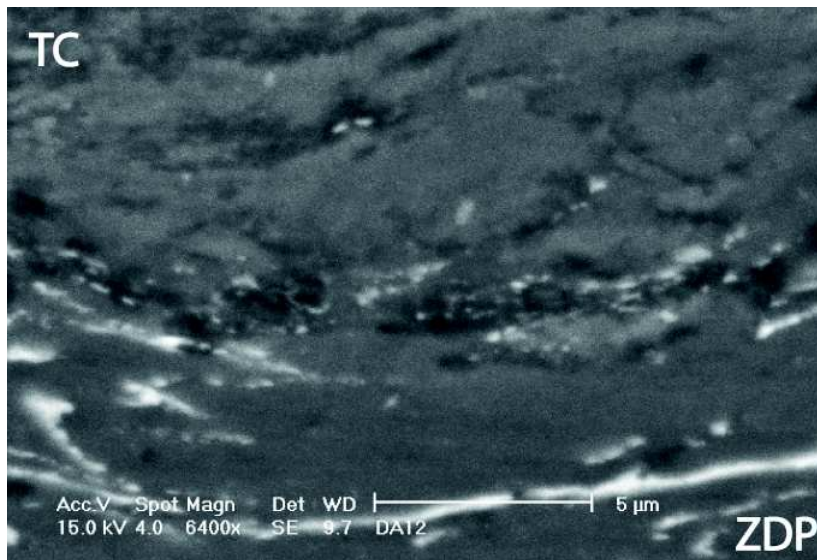


Figura 4.9: 6400 \times . Con tiempos de ensayo cortos, 300s, es posible encontrar zonas nanoestructuradas. En la parte superior se encuentra la TC, en la inferior la ZDP.

eventualmente en la nueva superficie. Ya con tiempos de ensayo cortos y desde un esfuerzo equivalente de $0.75\sigma_0$ es posible encontrar zonas nanoestructuradas, figura 4.9. Estas zonas suelen encontrarse en la frontera entre la TC y la ZDP. Dentro de la TC, para estos tiempos de ensayo, es imposible, con la resolución del MEB, distinguir las fases

presentes, salvo en zonas muy pequeñas comparado con el tamaño de la TC. Esto hace suponer que las TC jóvenes presentan un relativo alto grado de solubilidad de Sn en Al en condiciones metaestables. El diagrama de fases en equilibrio de Al-Sn muestra solubilidad prácticamente nula, figura 4.10, de un elemento en el otro.

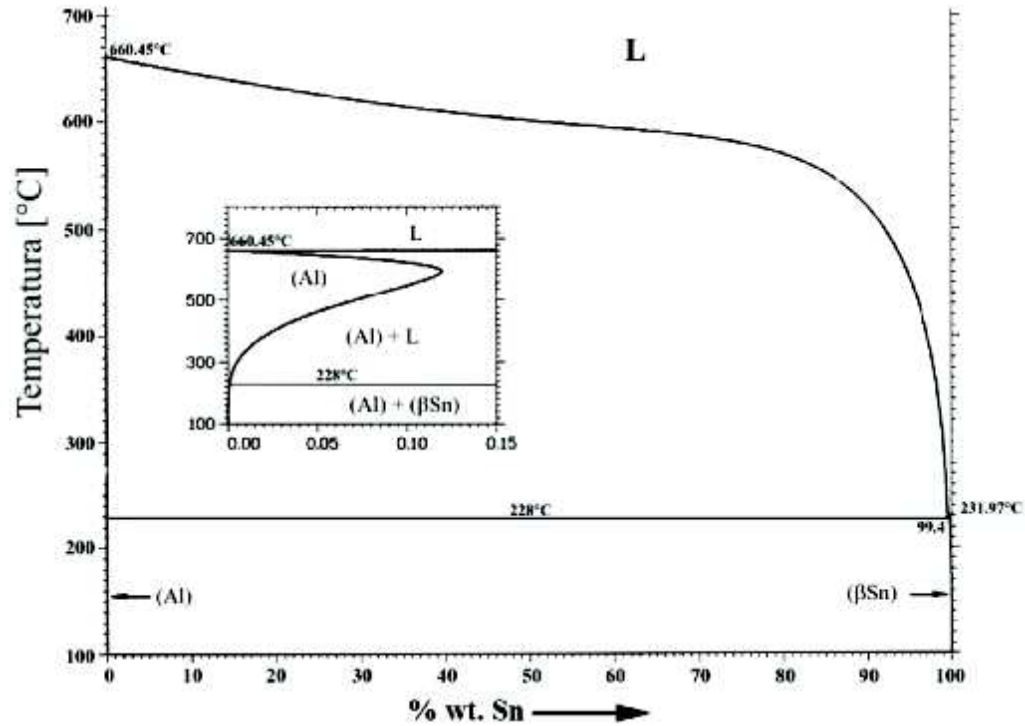


Figura 4.10: Diagrama de fases en equilibrio del sistema Al-Sn [62].

Las ZDP varían en profundidad dependiendo de la fracción de σ_0 aplicado de manera directa. A mayor esfuerzo, mayor es la zona afectada mostrando, como ya se ha mencionado, un gradiente microestructural. La extensión de esta ZDP, junto con la TC, indican el alcance en profundidad de los esfuerzos combinados aplicados.

600 segundos de ensayo

Las TC y ZDP presentan en general un comportamiento irregular en cuanto a su profundidad y a su extensión. El patrón se asemeja a ondas, figuras 4.11 y 4.12, para las tres fracciones de esfuerzo aplicado. También se presenta un mayor número de grietas horizontales y aparecen varias verticales. Los defectos tipo “Chevron” encontrados en productos extruados [58]. Estos defectos se atribuyen a un alto estado hidrostático de esfuerzos en materiales dúctiles.

La figura 4.13 revela nuevamente el comportamiento en ondas. Nótese que una de las islas de TC ha abandonado el volumen. No es posible determinar si ha ocurrido en

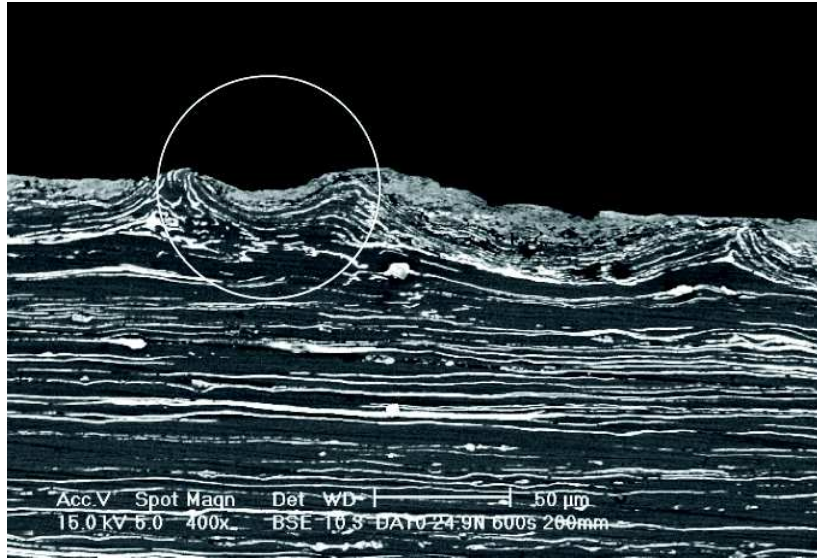


Figura 4.11: 400 \times . TC formada con un esfuerzo equivalente a $1.00 \sigma_0$. La TC está seccionada y presenta un patrón similar a una onda. La ZDP acompaña por debajo con el mismo patrón.

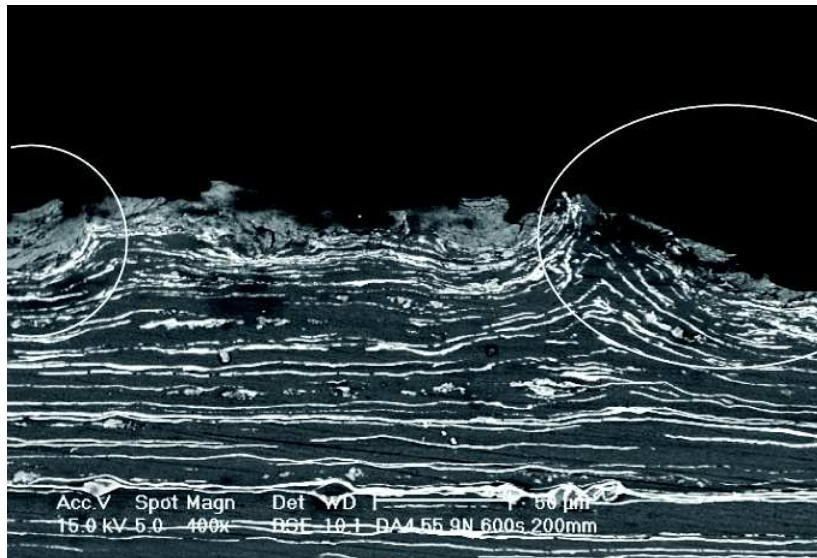


Figura 4.12: 400 \times . TC formada con un esfuerzo equivalente a $1.25 \sigma_0$. La TC está seccionada y presenta un patrón similar a una onda. La ZDP acompaña por debajo con el mismo patrón.

un solo evento. Parece que el endurecimiento por trabajo llega al límite. Este material, al ser menos dúctil fractura más fácilmente que el material formado durante ensayos de 300 segundos. Esto se puede justificar con el hecho de que se encuentran en mucho mayor abundancia grietas tanto horizontales como verticales. En la figura 4.15 es posible

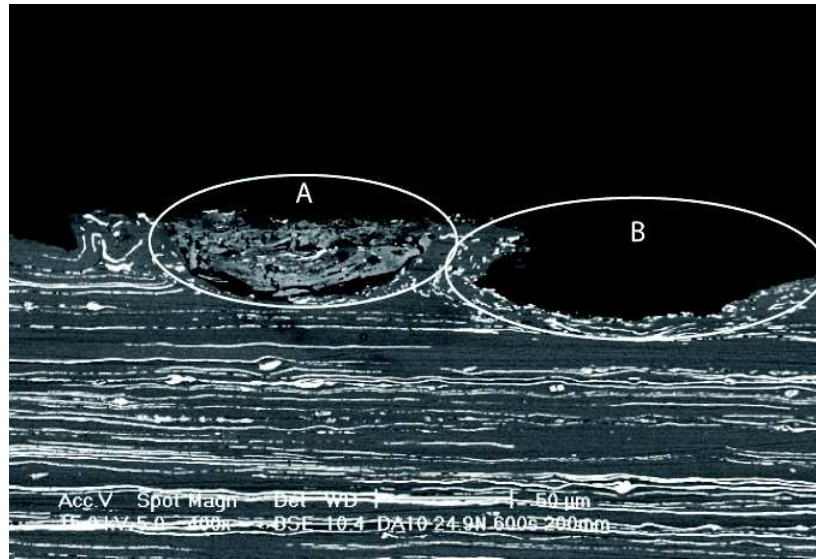


Figura 4.13: 400 \times . Un fragmento de TC aislada marcada con A, acompañada de un espacio dejado por otro segmento de TC aislada, B.

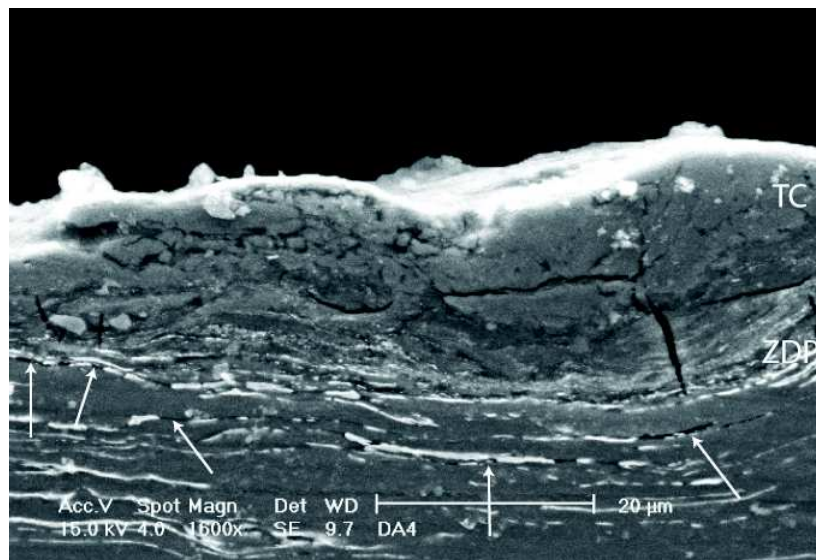


Figura 4.14: 1600 \times . Los listones de Sn promueven la delaminación, provocando la eventual formación de fragmentos de TC. Para tiempos de 600 segundos las grietas tanto verticales como horizontales se aprecian de manera regular en TC con composición *cuasi*-homogénea.

distinguir dos TC. La primera, atrapada entre la TC2 y la ZDP no fue arrancada y el material redepositado realiza un trabajo de aplanado sobre la vieja superficie. La micrografía mostrada en la figura 4.16 muestra el detalle de la frontera entre TC y ZDP de la figura 4.15. Últimos listones de Sn pertenecientes a la ZDP acompañados de cientos

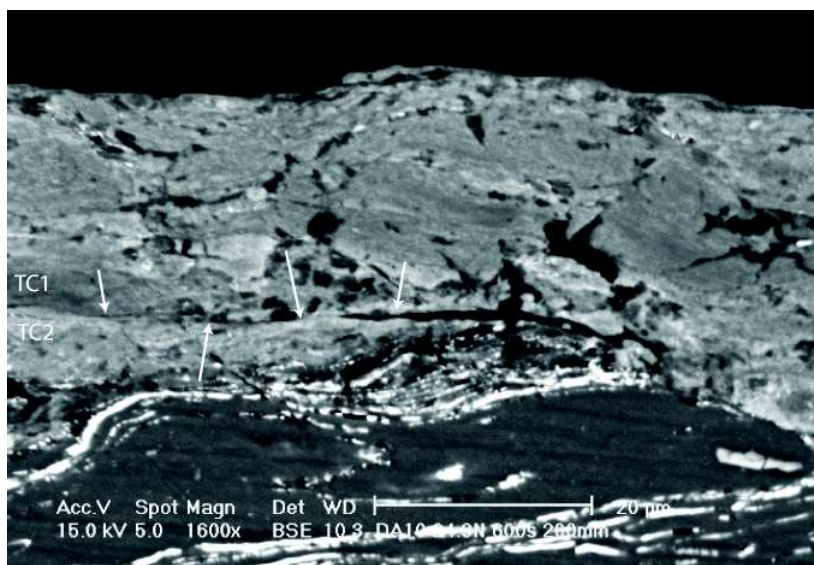


Figura 4.15: A 1600× se aprecian mucho más detalles de la TC, poros, grietas, granos finos e incluso dos TC, indicadas como TC1 y TC2, divididas por una superficie indicada con flechas.

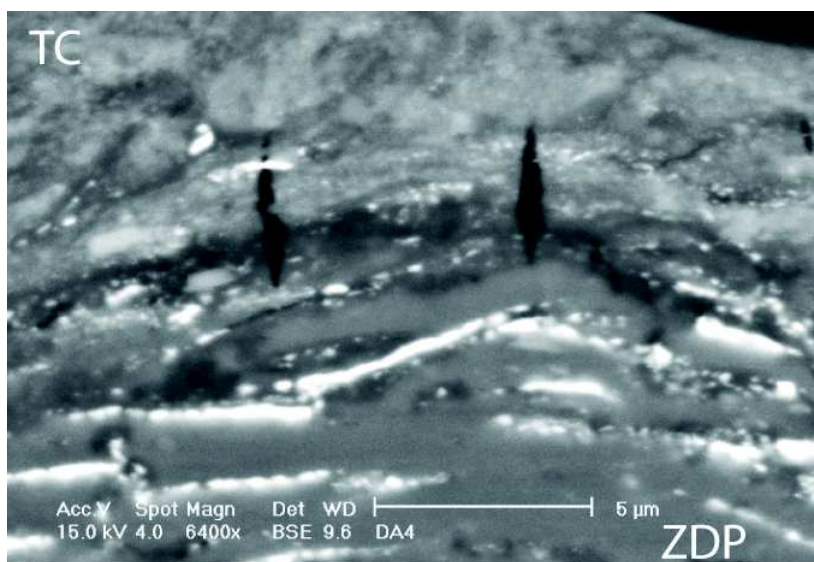


Figura 4.16: A 6400× es posible ver granos de Sn nanoestructurados, integrándose de la ZDP a la TC. Detalle de la micrografía mostrada en 4.15.

de nanogranos integrándose a la TC.

1200 segundos de ensayo

Las TC formadas durante ensayos largos, 1200 segundos, presentan una estructura granular en la mayoría de los casos. Es como si el perno hubiera triturado a la TC continua, fragmentándola. Esto se aprecia claramente en las micrografías de las figuras 4.17 y 4.20.

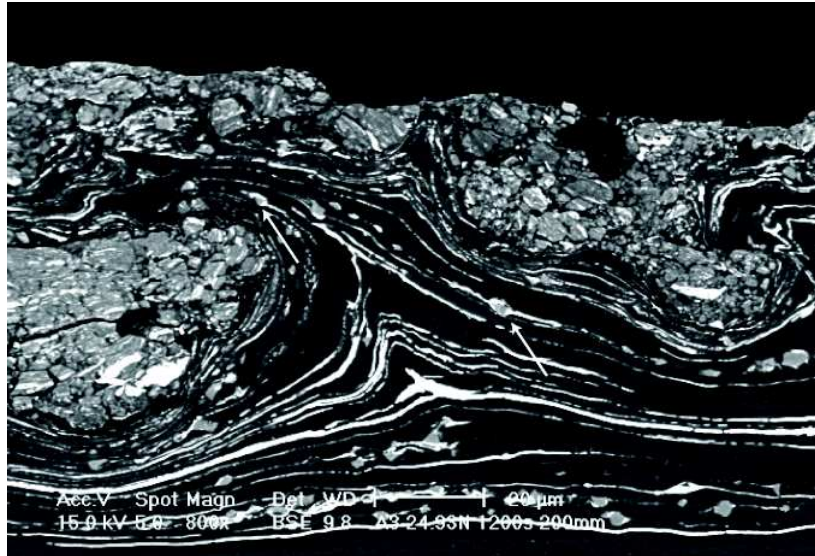


Figura 4.17: 800×. Intermetálicos atrapados en granos de Sn a punto de integrarse a la TC.

En cuanto a la MM, ésta se ha visto empobrecida. Claramente se distinguen de la figura 4.17 a la 4.22 cantidades de Sn dentro de la TC. Este no es el caso en las TC formadas durante tiempos de ensayo menor. Posiblemente se llega a un estado tal de desequilibrio en que la aleación sufre un cambio de fase eutectoide, en el caso de suponer solución sólida sobresaturada. Si hay suficientes dislocaciones presentes, el Sn se reubicará en posiciones cercanas a las dislocaciones. Si no es el caso, puede ser que pueda haber nucleación y crecimiento de grano. A pesar de esta segregación, se encuentran zonas nanoestructuradas y en solución sólida en desequilibrio. Esto se aprecia en la figura 4.21.

Los mecanismos de la formación de la TC se hacen evidentes en la serie de micrografías 4.17 y 4.20. Las TC son forzadas, por la presión ejercida por el perno, a penetrar en el volumen, en vez de desprenderse. Estos fragmentos de TC han rotado por lo menos 180°. En estas rotaciones, es prácticamente imposible no incorporar material de la ZDP, mezclando mecánicamente e incrementando el espesor de la TC. Estos fragmentos continúan rotando, e incrustándose hasta que la presión del perno sea suficientemente baja como para abandonar el sistema o hayan llegado a la periferia de la zona de contacto.

La rotación de las partículas de TC en 180° queda en manifiesto por sección de ZDP atrapada entre el "brazo" que penetra y la TC superficial, figura 4.19. Los granos de

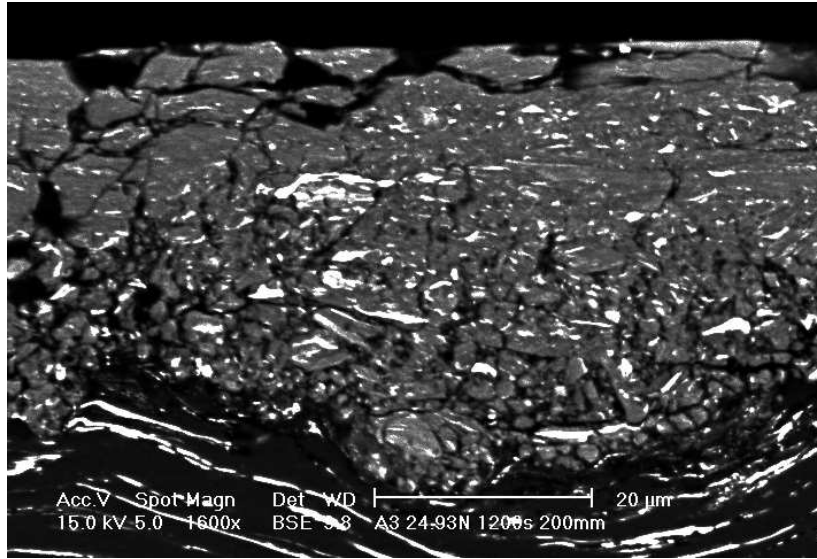


Figura 4.18: 1600×. Visible cantidad de Sn en TC formada durante un ensayo de 1200 segundos.

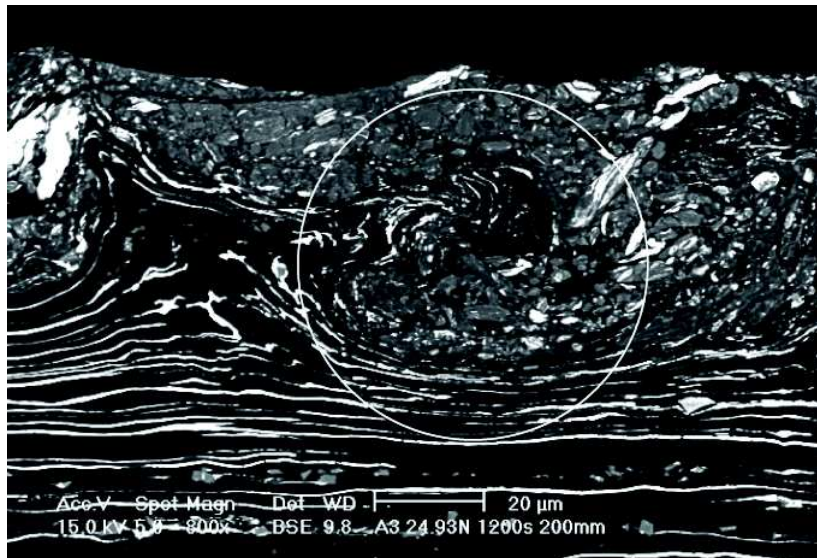


Figura 4.19: 800×. ZDP a punto de quedar encerrada por la rotación de un fragmento de TC.

Sn presentan rotaciones de 90° cercanos a este "brazo". La única manera de aislar esa cantidad de material por dentro del sólido es envolviéndolo.

Para los 1200 segundos de ensayo se encontraron extensiones considerables de TC constituida por un arreglo de dos TC. Salta a la vista la nitidez del plano que las divide, figura 4.22. En ningún punto de su extensión se observa que una se incorpore a la otra.

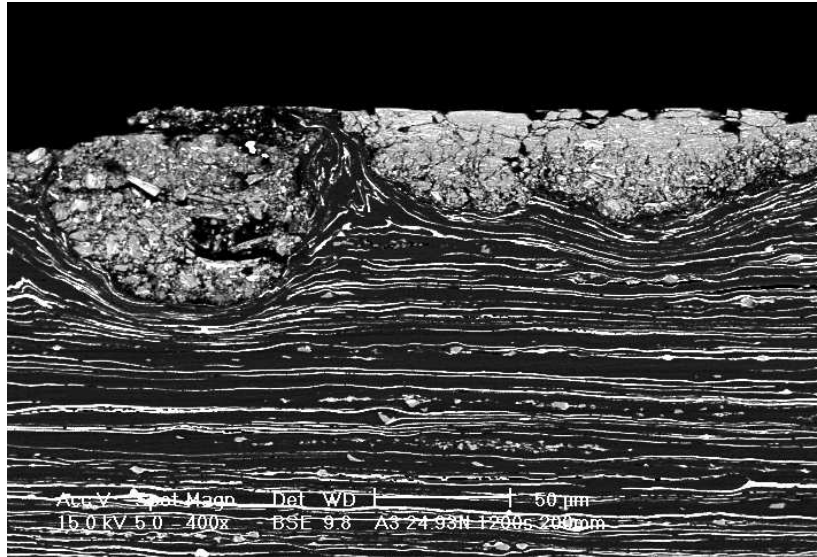


Figura 4.20: 400×. Segmento de TC forzada a penetrar el volumen. Se observa una gran cantidad de grietas.

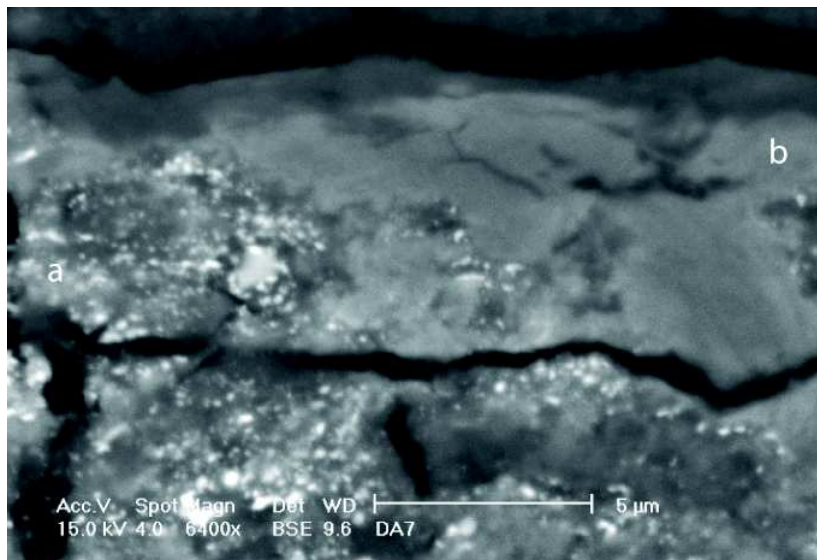


Figura 4.21: 6400×. A altos aumentos se distinguen zonas nanoestructuradas (a) y otras posiblemente en solución sólida (b).

El grado de MM de cada una es distinto, siendo más homogénea la TC atrapada entre la TC exterior (TC2) y la ZDP. Comparando la TC1 con las formadas en ensayos de 600 y 300 segundos, es probable que ésta no haya alcanzado el límite de endurecimiento, conservando así continuidad estructural, así como la homogeneidad de la MM. En cambio, la TC2 parece haber estado expuesta a la MM por más tiempo, provocando la segregación de Sn.

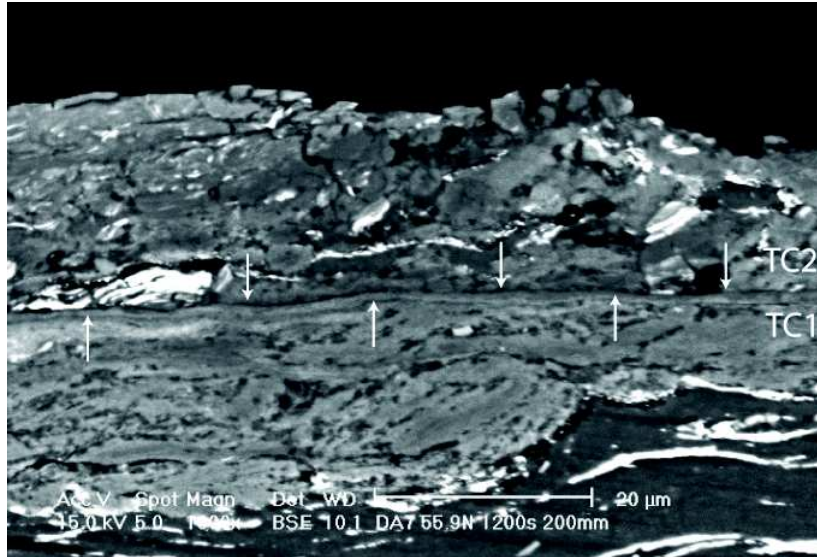


Figura 4.22: 1600×. Dos TC perfectamente delimitadas por un plano, sin mezclarse.

4.4.2. Tribocapas formadas en láminas con 30 minutos de recocido

El resultado del tratamiento térmico en la microestructura de partida para los experimentos realizados con láminas recocidas durante 30 minutos son evidentes. Los listones de Sn horizontales y paralelos están en su mayoría rotos, pues han recrystalizado como consecuencia del tratamiento térmico a 300°C, como se aprecia en la figura 4.23.

300 segundos de ensayo

Las TC formadas muestran desde fronteras muy nítidas hasta zonas de transición de ZDP a TC, para las tres fracciones de esfuerzo aplicado. Las TC formadas en su totalidad tienen mucha similitud microestructural con las encontradas en muestras con 10 minutos de recocido, MM homogénea y una frontera nítida. La calidad de la MM se puede cuantificar con la variación del tono de gris alcanzado, nuevamente diferente que el del Al, figura 4.24. Debajo de la TC se aprecia la ZDP, la cual no presenta indicios de rotación, ya que los listones de Sn rotos permanecen prácticamente paralelos a los del interior del volumen.

Las TC tienen espesores relativamente pequeños, de 5 a 10 μm , en las zonas más homogéneas. Fuera de estas zonas se presentan patrones de ondas nuevamente, con longitud de onda de entre 40 y 60 μm . En las figuras 4.25 y 4.26 se logra apreciar la formación de la tribocapa en la transición de deformación plástica severa a MM. Los listones de Sn habiendo alcanzado grandes deformaciones comienzan a cambiar de dirección, hasta 180°. Estas micrografías muestran probablemente el *genesis* de la MM, y corresponden a la formación temprana de la primera TC, pues no hay señales de material desprendido

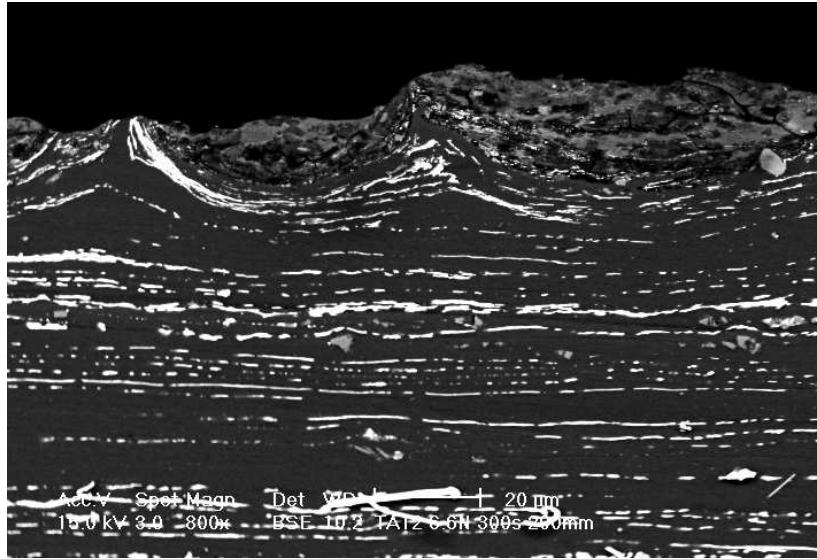


Figura 4.23: 800×. Las islas de TC aparecen muy porosas y son probablemente el resultado de la incrustación de macropartículas, de ahí su discontinuidad.

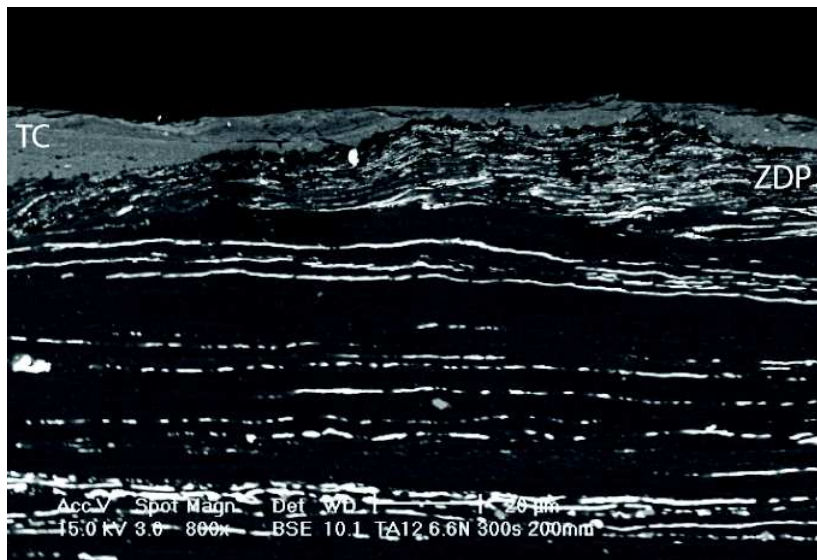


Figura 4.24: 800×. La suma de las profundidades de la TC y la ZDP tienen un valor casi constante a lo largo de las zonas con MM homogénea.

y la superficie se aprecia horizontal en toda la extensión. La presencia de intermetálicos en la futura TC es evidente.

Para ensayos con $1,25\sigma_0$ se encontraron TC mucho más homogéneas que para el resto de los casos. Esto se debe a que la calidad de la MM se completa más rápido con esta fracción de esfuerzo aplicado. La ubicación de la TC más homogénea y profunda se

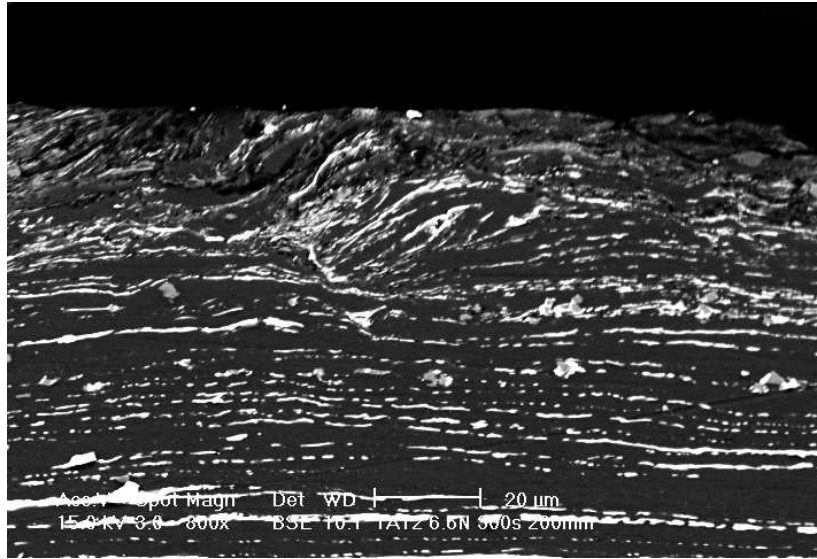


Figura 4.25: 800×. La fragmentación de los listones de Sn es clara en etapas tempranas de la formación de la TC. Se aprecian muchos poros en la zona cercana a la superficie, en donde los pocos granos de Sn semicompletos llegan a estar perpendiculares a la superficie.

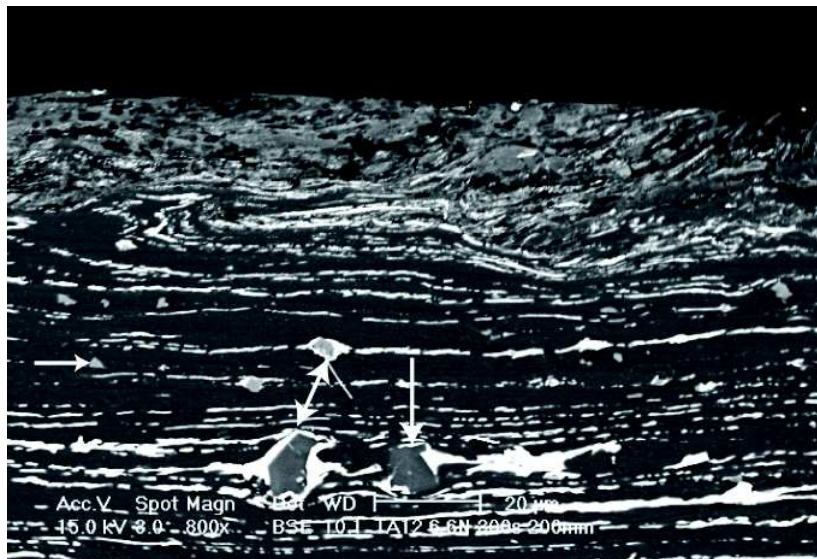


Figura 4.26: 800×. Grandes intermetálicos de Si rodeados de Sn se indican con flechas. Más pequeños e indicados por una flecha se aprecian intermetálicos Al_3Fe , también rodeados de Sn. La transición entre ZDP y TC es gradual y no es posible distinguir una frontera claramente.

encuentra en las zonas cercanas al centro del área de contacto, siendo la ubicación de presión mayor. Ésta característica se repite para los casos de 600 y 1200 segundos de

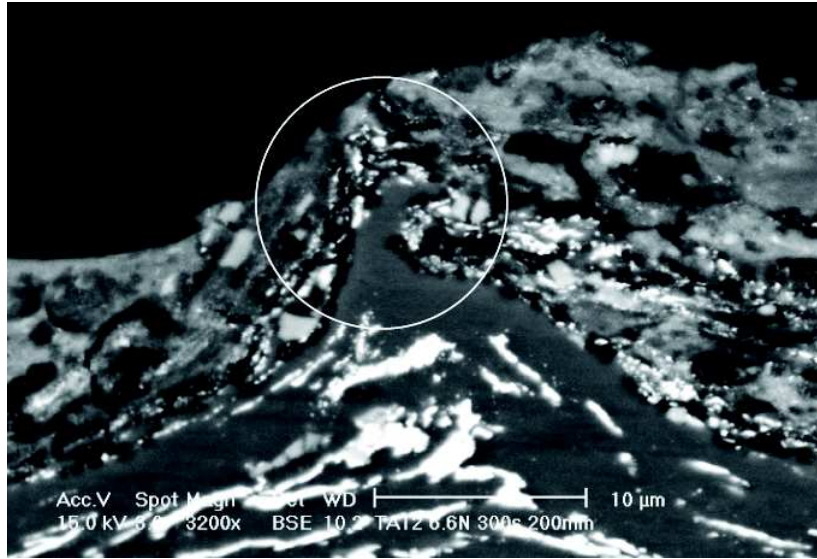


Figura 4.27: 3200×. TC joven en proceso de MM. En la parte media de la micrografía se aprecia la magnitud que alcanza la fragmentación de Sn antes de comenzar a alearse mecánicamente. Se observan una gran cantidad de poros y grietas.

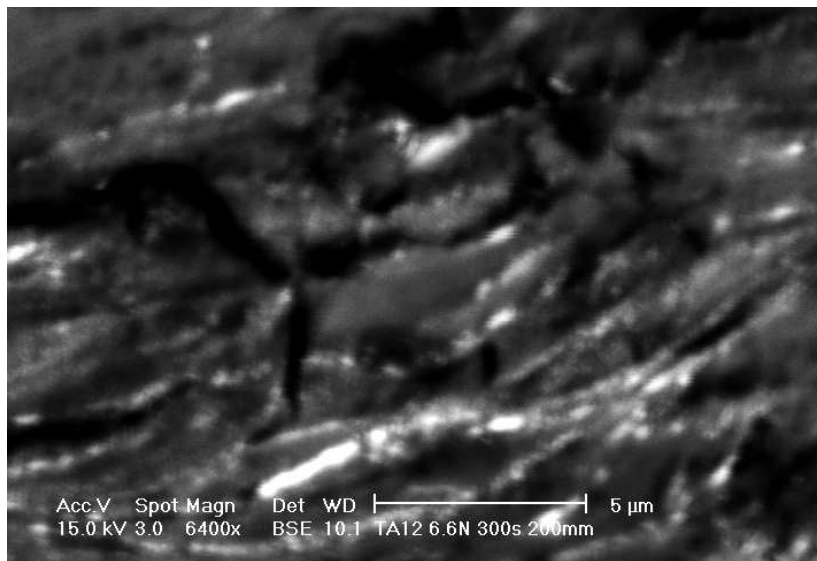


Figura 4.28: 6400×. Se aprecia la nanoestructura de la TC en una zona cercana a la frontera con la ZDP.

tiempo de ensayo.

600 segundos de ensayo

La fragmentación de la TC es evidente en los ensayos corridos durante 600 segundos. Las microgrietas presentes en las TC formadas durante la formación del nuevo material se han propagado hasta encontrarse con otras. Esta fragmentación facilita el desplazamiento de partículas más pequeñas, permitiendo que material de la ZDP sea expuesto y los ciclos se repitan. En las microestructuras de 1200 segundos se aprecian los efectos producidos por la fragmentación. La MM parece haber llegado a su máximo, ya que la mayor parte de la TC posee un tono homogéneo de gris. En algunos puntos se aprecian concentraciones de Sn. Dada la elevada energía presente durante el proceso de MM, es imposible que granos de Sn haya sobrevivido a dicho proceso, dejando lugar a una exsolución, la cual desecha el Sn excedente de la solución sólida al bajar la presión y la temperatura generadas durante el proceso tribológico.

Para estos tiempos se encontraron también zonas formadas por dos TC, depositada una sobre la otra, figura 4.33. En esta es posible apreciar como es que material desprendido prematuramente es redepositado en algún punto de la pista de deslizamiento. Durante este proceso de desprendimiento y redeposición, se va llevando a cabo la MM. La TC superficial, posee tanto ZDP como TC.

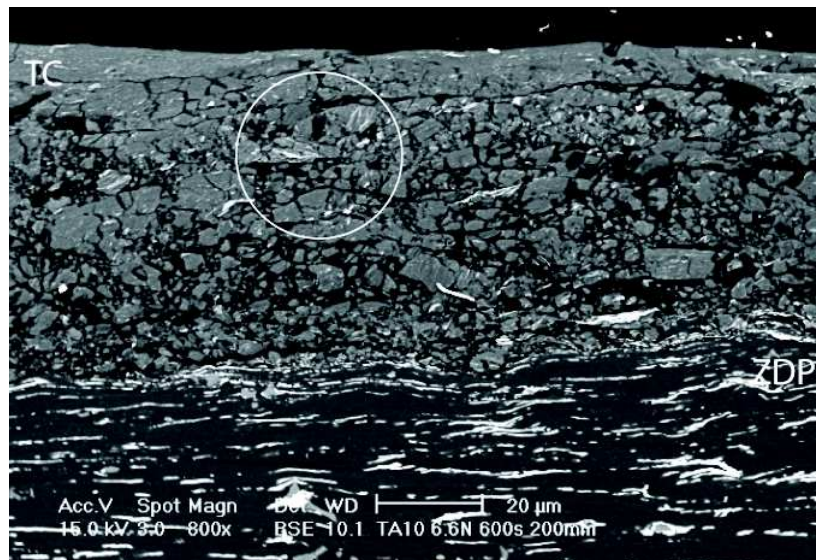


Figura 4.29: 800×. TC fragmentada mostrando una profundidad mayor a los 40 μm . Se distinguen concentraciones de Sn dentro de los fragmentos de TC.

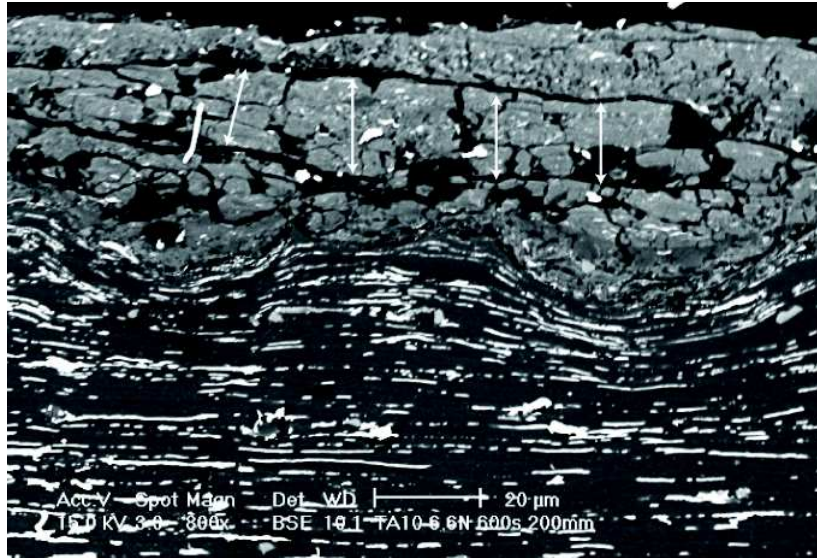


Figura 4.30: 800×. Grietas de gran extensión paralelas a la superficie son creadas en un material fragilizado. La ZDP es, al igual que en la micrografía 4.29 mucho menor en profundidad que la TC.

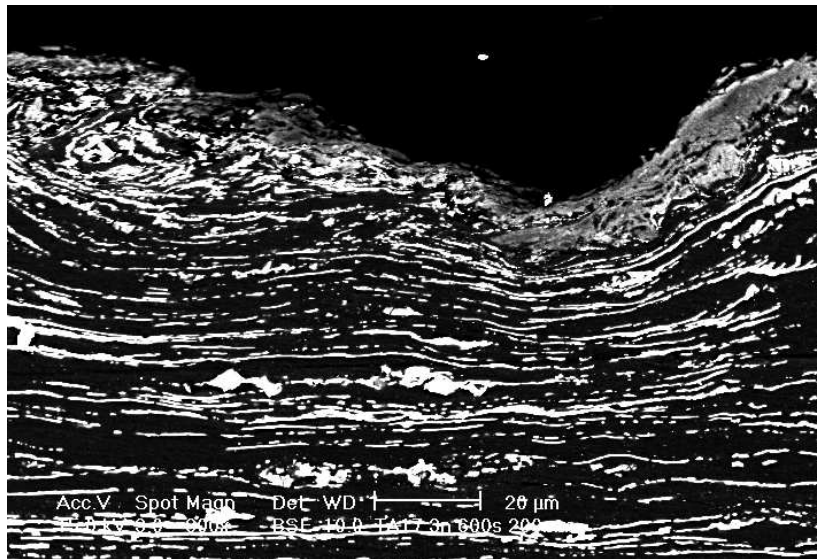


Figura 4.31: 800×. TC con una transición peculiar de ZDP a TC. En este caso la frontera es prácticamente inexistente, observándose más bien un gradiente microestructural.

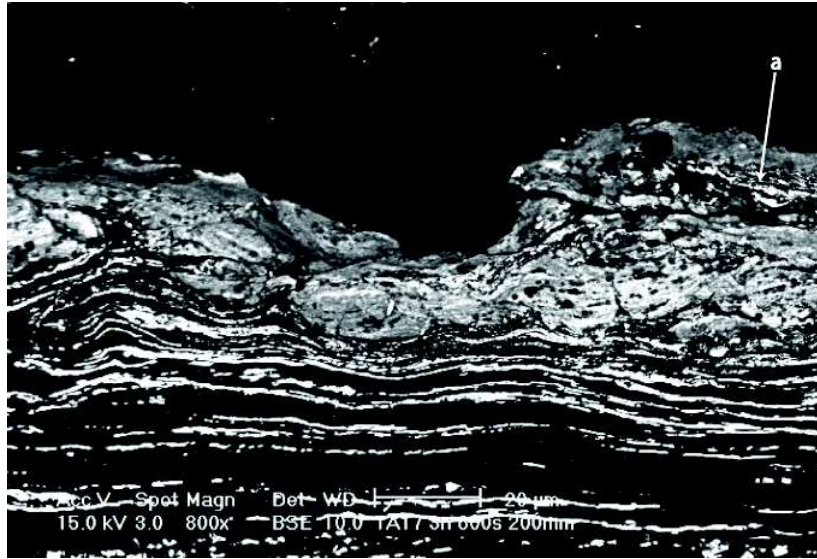


Figura 4.32: 800×. Sección de TC formada por parches de varias TC. Los estados de MM en cada uno de los segmentos que conforman a la TC poseen grados distintos. Se encuentran incluso ZDP (a). La soldadura en frío entre partículas de TC es posible.

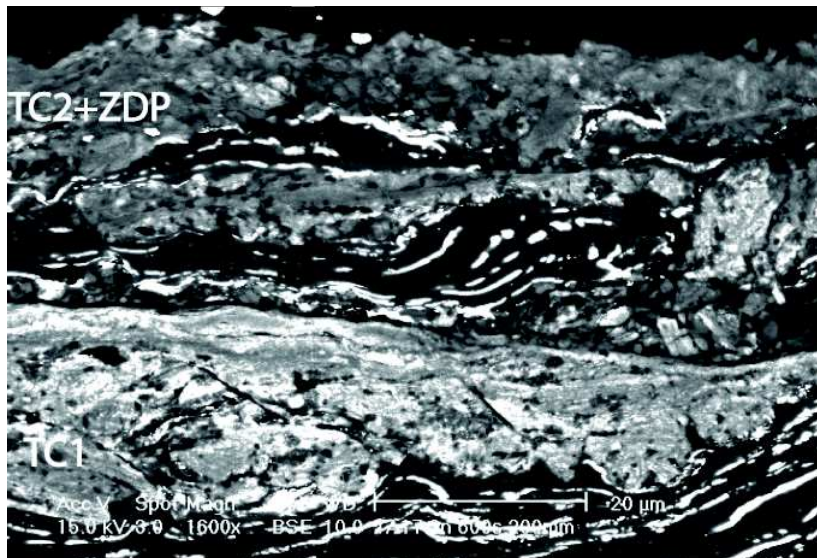


Figura 4.33: 1600×. Formación de dos TC. La primera (TC1), subsuperficial ahora es tapada por la redeposición de una nueva TC (TC2). Esta posee tanto ZDP como TC en un estado avanzado de MM.

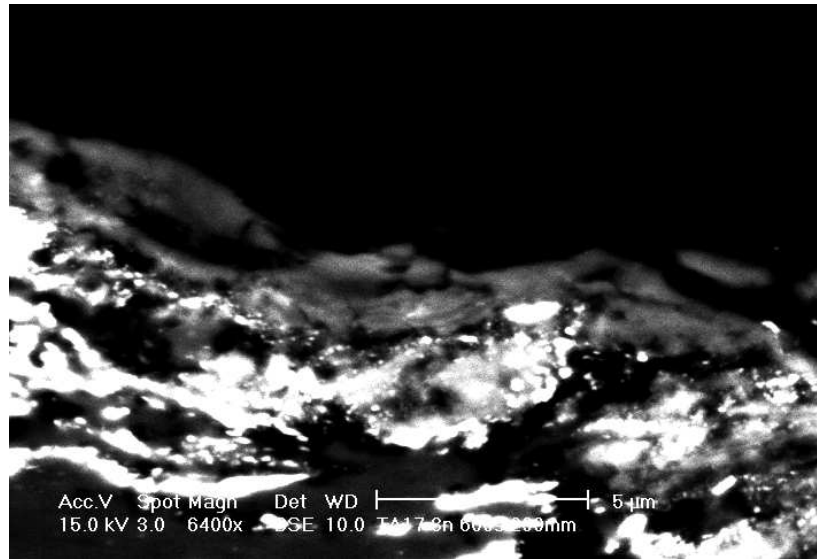


Figura 4.34: 6400 \times . TC extremadamente fina. Sus dimensiones son incluso menores que las del espesor de los listones SN. Se aprecia como es que fragmentos nanométricos son integrados a la TC.

1200 segundos de ensayo

Para estas pruebas es posible encontrar cualquier de los tipos de microestructura observadas en los ensayos con tiempos de 300 y 600 segundos, además de partículas de TC incrustadas subsuperficialmente, figuras 4.36 y 4.37. Éstas han sido muy posiblemente forzadas por las presiones ejercidas por otras partículas o el mismo perno. A pesar de continuar habiendo una frontera clara entre TC y ZDP, no es posible con estos tiempos de ensayo determinar una profundidad representativa de las zonas afectadas en su conjunto, y mucho menos de manera independiente. Otra característica visible es la calidad de la superficie. Mientras que para los ensayos de 300 segundos ésta es horizontal en una gran parte de su extensión, para los 1200 segundos se ve totalmente dañada, es decir, sin un patrón establecido. Las partículas poseen microestructuras con una excelente MM, fragmentos de Al, de Sn y fragmentos provenientes de las ZDP. La orientación de los granos y partículas es aleatorio, encontrándose incluso flujos revertidos.

Las ondas encontradas en varias superficies (ver micrografía 4.35) son formadas muy posiblemente por la incrustación de una macropartícula, la cual al penetrar deforma plásticamente pero sin producir una mezcla mecánica, ya que abandona el sistema antes de empezar a rotar y deformar de manera tangencial.

La TC mostrada en la figura 4.41 muestra como es que la ZDP, claramente visible en las figuras 4.37 y 4.38 desaparece casi por completo, integrándose a la TC. Es evidente que la ZDP ha desaparecido casi por completo. En la esquina superior derecha es posible distinguir una ZDP con bajo contenido de Sn atrapada entre dos fragmentos de TC. Se podría decir que la ZDP funge como indicador de la profundidad que alcanzará la TC.



Figura 4.35: 400×. Onda con TC creada posiblemente por la incrustación de una macropartícula.

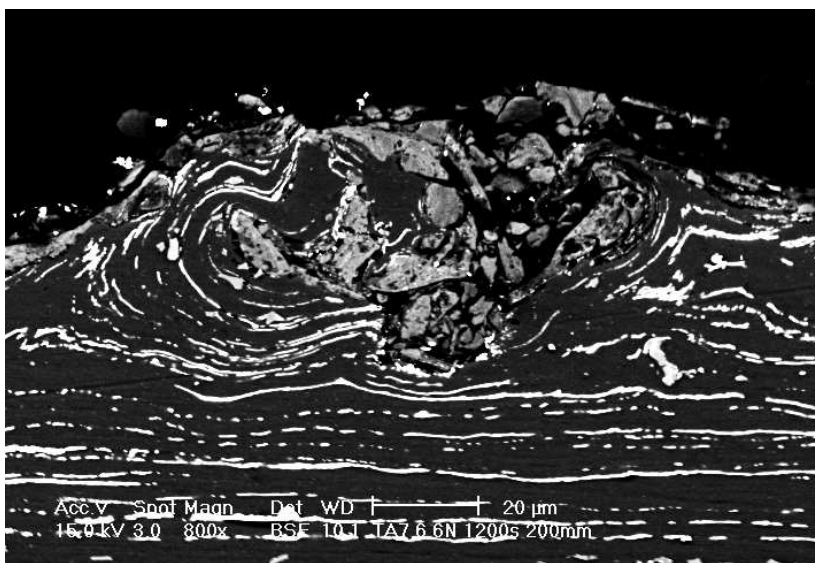


Figura 4.36: 800×. Fragmentos de TC siendo integradas a la ZDP. De esta manera el proceso de MM continúa agregando material nuevo.

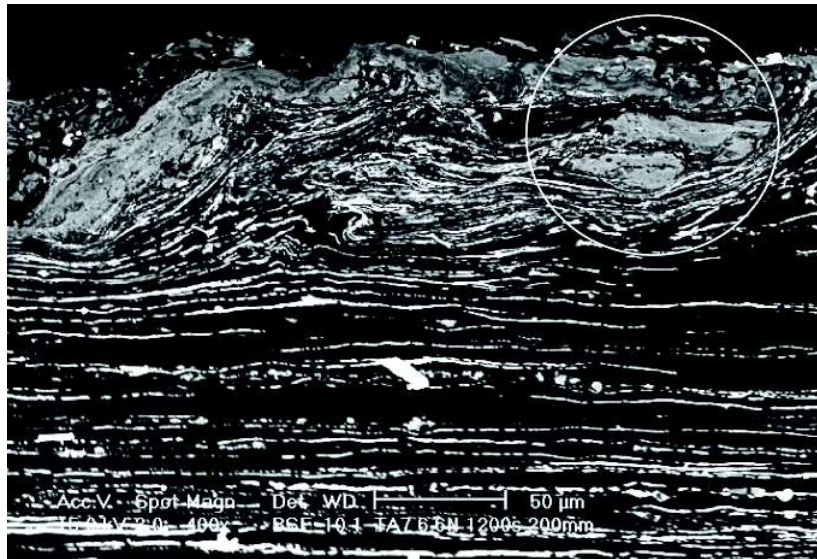


Figura 4.37: 400×. Amplia zona afectada por los efectos de los esfuerzos cortantes y de compresión. La zona se extiende hasta casi 100 μ m de profundidad. Partículas de TC han sido integradas a la ZDP.

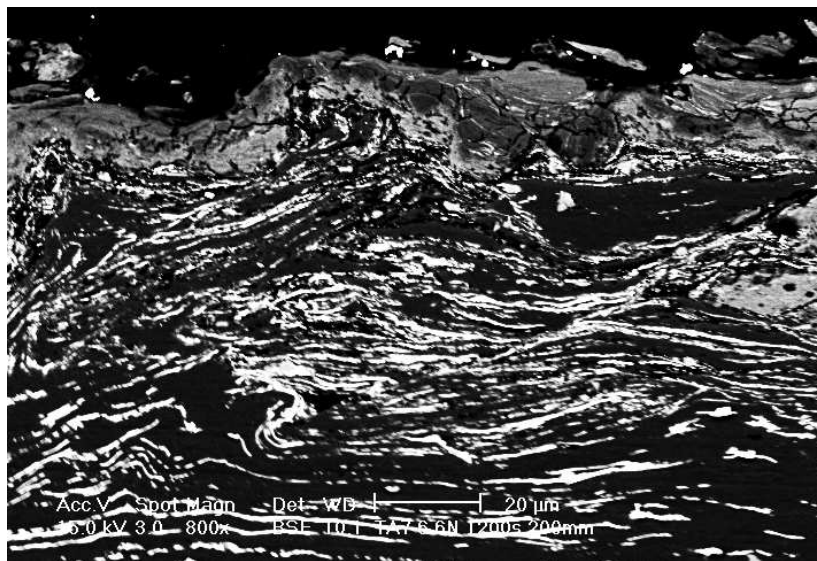


Figura 4.38: 800×. Detalle de la micografía mostrada en 4.37. La TC muestra una MM heterogénea, así como un gran número de grietas, sugiriendo que se trata de una TC ya sin ductilidad.

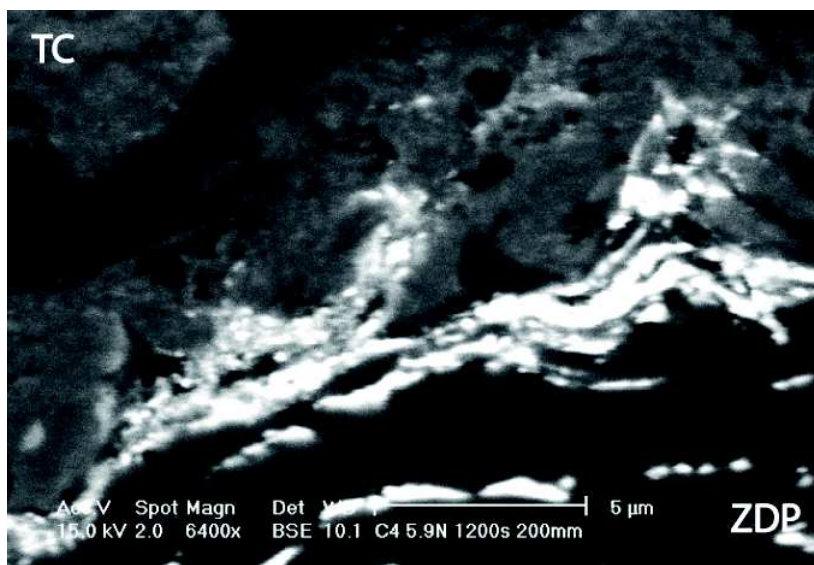


Figura 4.39: 6400×. Frontera perfectamente marcada por un grano de Sn, el cual está siendo integrado a la TC. En la parte inferior se encuentra la ZDP, en la superior la TC.

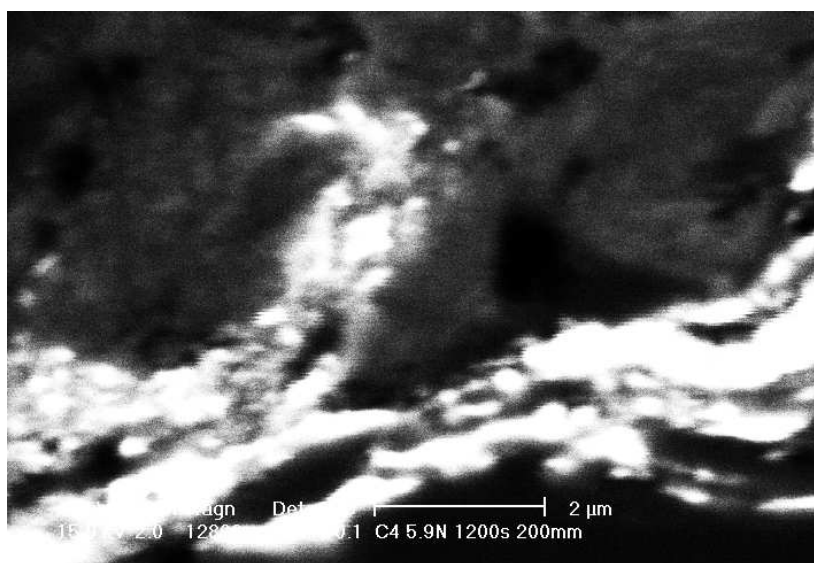


Figura 4.40: 12800×. Detalle de la frontera de la figura 4.39. La fragmentación del cristal de Sn es de escala nanométrica.

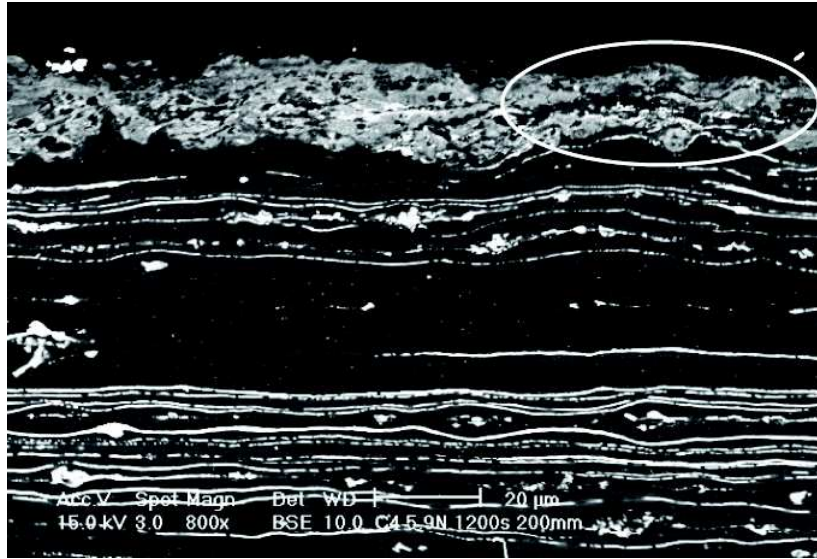


Figura 4.41: 800×. Micrografía sin ZDP, la cual se ha convertido en TC. Hay zonas en las que todavía no se ha integrado al cien por ciento por medio de MM.

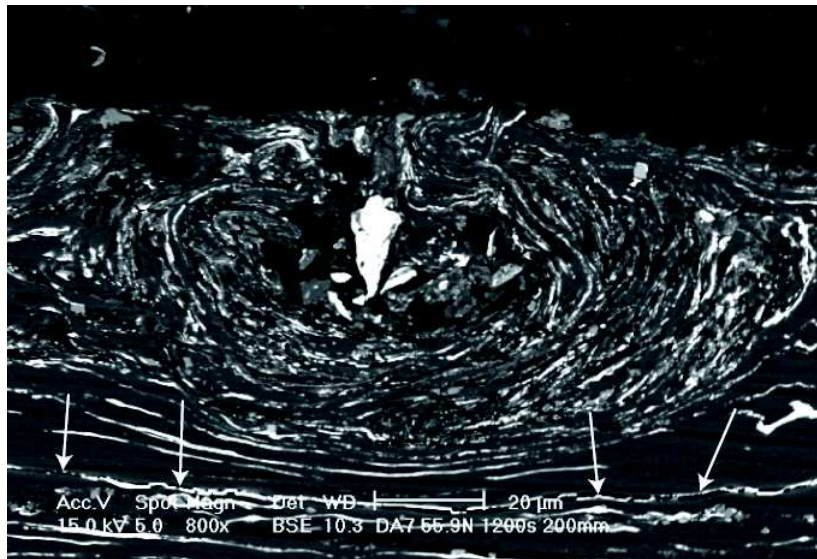


Figura 4.42: Vórtice formado alrededor de una partícula de acero después de un ensayo de 1200 segundos con $1,25\sigma_0$ de esfuerzo aplicado en una probeta recocida durante 10 minutos, 800×. Con flechas se indica una grieta entre un listón de Sn y el Al, delaminación que disminuye la calidad de los cojinetes de deslizamiento. Este defecto se puede eliminar con tratamientos térmicos de recocido a mayores temperaturas o tiempos.

4.5. Microdureza

Si bien la dureza de las tribocapas es mayor que la del material de partida, la distribución de éstas a lo largo de la pista de deslizamiento no tiene una tendencia clara. Las mediciones de dureza de las TC formadas en la aleación con tratamiento térmico más corto presenta valores similares a los obtenidos en el material sin ensayar. En donde se presenta un endurecimiento sensible para algunas indentaciones es para las probetas con tratamiento térmico de 30 minutos, en los que la dureza incluso duplica su valor, figura 4.43.

Las TC formadas en el material con 10 minutos de recocido en general presentan una dureza menor que las formadas en el material con 30 minutos de recocido. Los valores del primer tipo, para todos los tiempos y esfuerzos aplicados llegan a los 0.3 GPa, mientras que para el segundo llegan hasta valores de 1.2 GPa, valores similares a los reportados en [59] para la misma aleación y nanoestructurada por medio de colaminado acumulado y $\epsilon > 6$. Esto se debe muy probablemente a los espesores de las TC, las cuales fueron ligeramente mayores en las probetas con tratamiento térmico de 30 minutos de recocido.

El promedio de las dimensiones de las huellas dentro de la pista de deslizamiento con los parámetros indicados en la sección 3.6 son $x = 112,3\mu\text{m} \pm 21,4$ y $y = 123,0\mu\text{m} \pm 22,1$. Es de notar que la dimensión el eje y es mayor. Esto se debe a la anisotropía producida por el proceso de laminación en frío, siendo x la dirección de laminación.

Para las gráficas correspondientes a las probetas con 10 minutos de recocido (columna izquierda de la figura 4.43), los valores de dureza medida caen dentro o muy cerca de los valores del material sin ensayar. El caso para el esfuerzo equivalente a $0,75\sigma_0$ muestra algunos valores que salen de la desviación estándar. Esto puede ser debido a la continuidad de la TC a bajos tiempos y esfuerzos, mostrando una resistencia ligeramente mayor a la indentación. Las TC fragmentadas, en cambio, no representan resistencia considerable. Las muestras recocidas durante 30 minutos (columna derecha de la figura 4.43) presentan un comportamiento distinto. Para los esfuerzos equivalentes a $1,25\sigma_0$ y $0,75\sigma_0$, los datos salen de la desviación estándar de la dureza del material sin ensayar, siendo ésta mayor. Estas huellas de menor dimensión (más duras) pueden ser consecuencia de la profundidad mayor de las TC formadas, teniendo una contribución más significativa contra el trabajo de indentación.

En donde el tiempo de ensayo si parece ser un factor importante en la dureza de la TC, es para los ensayos de 1200 segundos para esfuerzos aplicados equivalentes a $0,75\sigma_0$ y $1,00\sigma_0$ en un material con 30 minutos de recocido. Para las gráficas correspondientes a $1,25\sigma_0$ de la figura 4.43, las TC aparentemente reemblandecen con el tiempo de ensayo. Esto puede estar relacionado con la calidad de la TC, ya que hay zonas muy fragmentadas. Para ensayos más cortos se encontró una mezcla más homogénea y una menor cantidad de grietas en la TC. Las gráficas mostradas en la figura 4.43 junto con las presentadas de la figura 4.44 a 4.48 confirman que las propiedades mecánicas de la capa formada sí son distintas que las de partida.

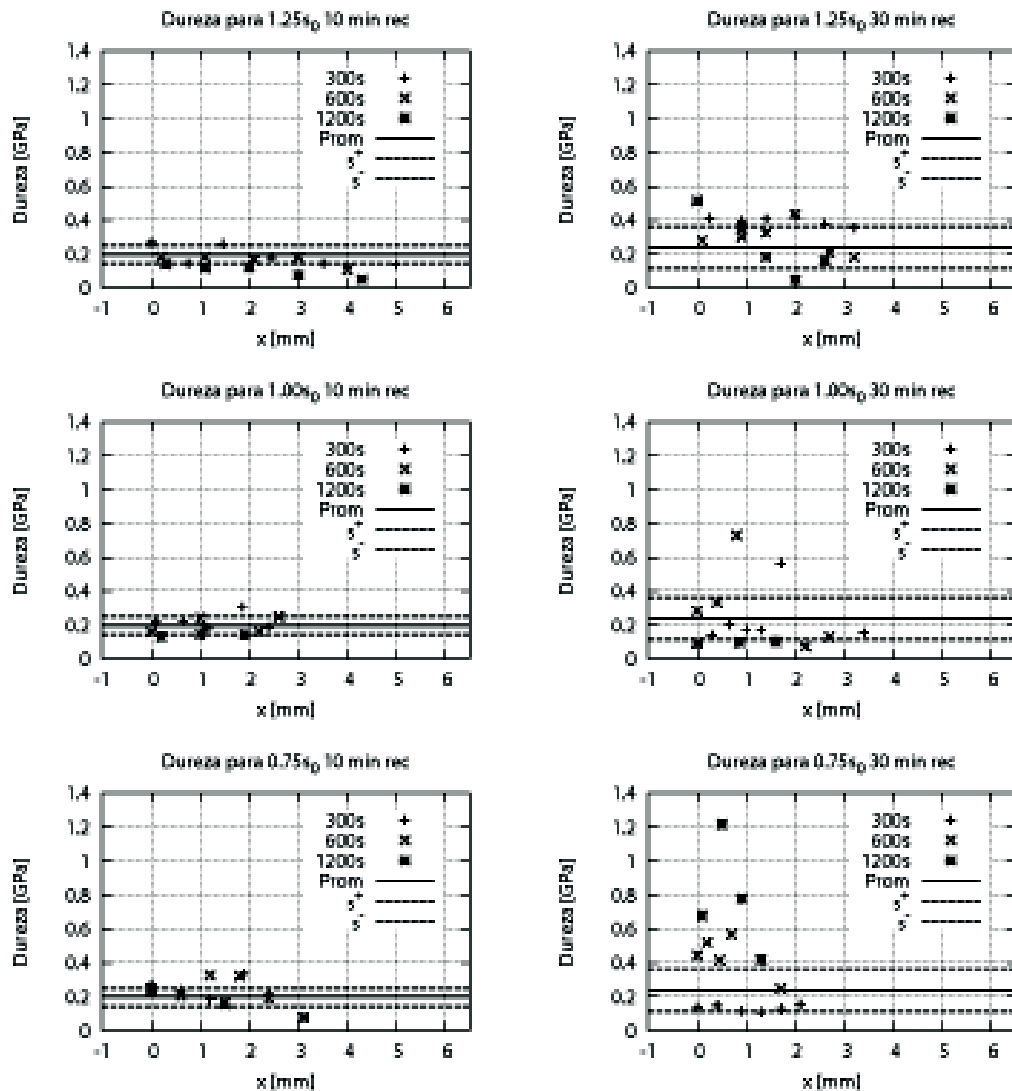


Figura 4.43: Comparación de la distribución de microdureza HV para ambos tratamientos termomecánicos. La constante *Prom* indica el promedio de dureza HV del material sin ensayar, σ^{\pm} indica la desviación estándar de *Prom*.

De la figura 4.44 a 4.48 se presentan las curvas carga-penetración ($P-h$) para algunas de las probetas ensayadas. Al igual que el comportamiento de microdureza, en cuanto a la distribución a lo largo del radio del área de contacto se refiere, las curvas muestran un comportamiento irregular. Esto se debe a que algunas de las zonas indentadas no presentan TC o la TC tiene un espesor muy pequeño.

Se aplicó una retención de carga de 5 segundos, la cual no mostró variación en la penetración en las curvas h-P, tanto para los dos tratamientos termomecánicos como

para las distintas fracciones de σ_0 o tiempos de ensayo. La penetración durante estos 5 segundos se encuentra por debajo de $0.8 \mu\text{m}$.

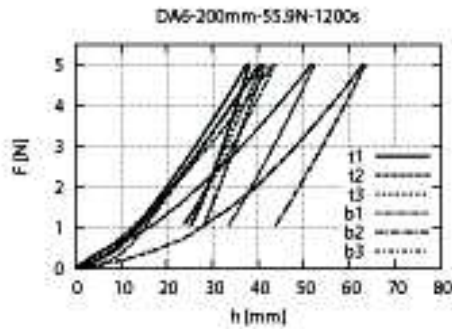


Figura 4.44: Curvas de carga-penetración para un ensayo de 1200 s y 55.9 N sobre una probeta con 10 minutos de recocido. Los ensayos realizados sobre la TC muestran una resistencia a la penetración mayor.

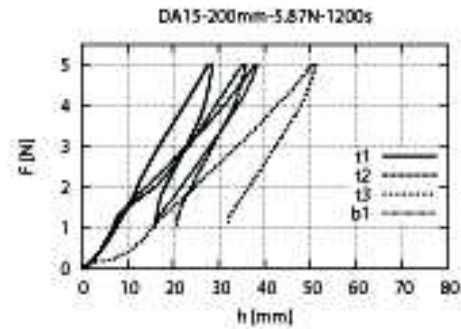


Figura 4.45: Curvas de carga-penetración para un ensayo de 1200 s y 5.87 N sobre una probeta con 10 minutos de recocido. La curva $t3$ fue realizada probablemente sobre una zona rica en Sn y sin TC a pesar de estar dentro de la huella.

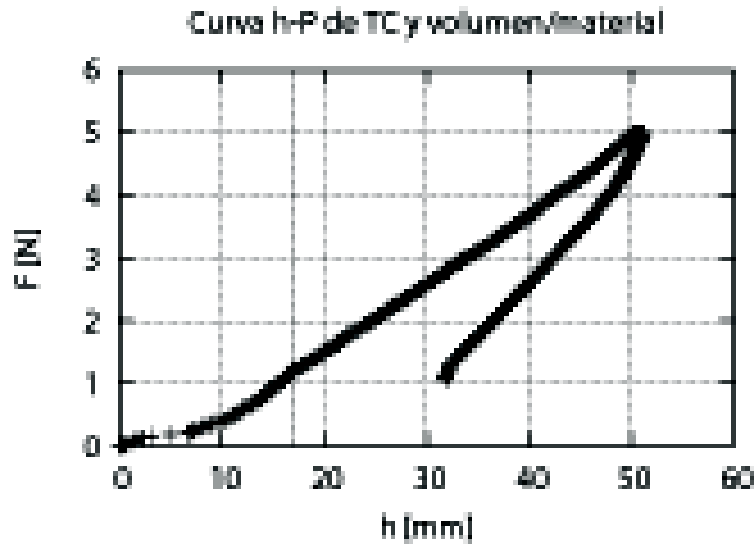


Figura 4.46: Curva h-P mostrando la penetración a través de la TC y en el material.

La figura 4.44 presenta las curvas realizadas a lo largo del radio del área de contacto para un ensayo de 1200 segundos con un esfuerzo equivalente de $1.25\sigma_0$ con recocido

de 10 minutos. Las curvas indicadas con la leyenda t corresponden a la TC, mientras que las indicadas con b corresponden al material sin huella. Éstas últimas presentan una penetración mayor (leyenda b), llegando incluso arriba de los $60\mu\text{m}$ de profundidad. Esto indica que el material fuera de la pista de deslizamiento presenta una resistencia menor a ser penetrado. La curva $t1$ corresponde a la indentación realizada en el centro de la huella de contacto. Es en estos puntos donde se encontró una profundidad de TC mayor, lo cual se ve reflejado en la penetración máxima de $h_{t1}=38\mu\text{m}$.

La figura 4.45 presenta curvas interesantes para su análisis. Todas presentan un punto de inflexión en etapas tempranas de la indentación. Una curva aislada para elucidar el efecto que se desea interpretar se muestra en la figura 4.46. Presenta un cambio de pendiente en $h = 17\mu\text{m}$ (punto indicado con una línea vertical en la figura 4.46), coincidiendo con el espesor de la TC formada para el ensayo microindentado. El resto de las curvas (figura 4.45) presentan este punto alrededor de los $h = 10\mu\text{m}$. La pendiente de la primera sección de la curva es siempre mayor que la de la segunda sección, lo cual significa que se requiere de mayor carga para penetrar una unidad de profundidad. Las curvas de la figura 4.44 también muestran este comportamiento, pero menos marcado. La zona de menor penetración se encuentra nuevamente en el centro de la huella dejada por el ensayo tribológico, curva $t1$ de la figura 4.45.

Las curvas presentadas en las figura 4.47 y 4.48 indican una resistencia mayor a la indentación que las presentadas anteriormente. Como ya se mencionó en párrafos anteriores, esto se debe muy posiblemente a la profundidad de la TC formada. Esta información se puede extraer de estas curvas, en las que el cambio de pendiente indica el cambio del comportamiento a la indentación del material. Para 4.47 la profundidad de las TC está entre $\sim 15\mu\text{m}$ y $\sim 20\mu\text{m}$, mientras que para 4.48 entre $\sim 8\mu\text{m}$ y $\sim 14\mu\text{m}$.

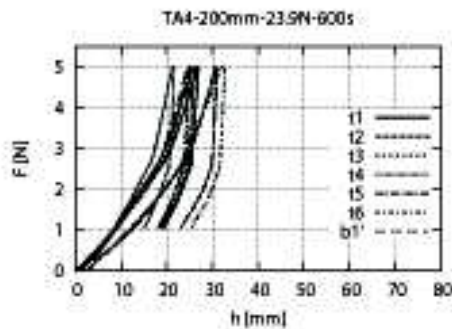


Figura 4.47: Curvas de carga-penetración para un ensayo de 600 s y 23.9 N sobre una probeta con 30 minutos de recocido

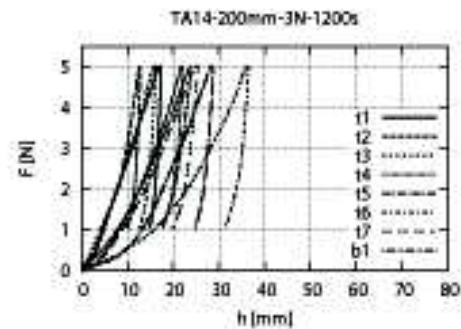


Figura 4.48: Curvas de carga-penetración para un ensayo de 1200 s y 3 N sobre una probeta con 30 minutos de recocido. Las curvas $t1$, $t2$ y $t3$ son representativas para la TC, formada en zonas cercanas al centro de área de contacto.

Capítulo 5

Discusión

5.1. Modelos analítico y numérico (MEF)

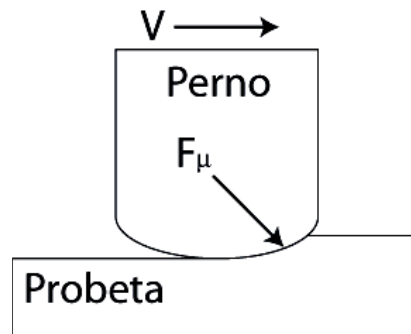


Figura 5.1: Fuerza de fricción, F_{μ} , contabilizada en el modelo semiempírico, el cual se asemeja mucho a un proceso de corte.

El modelo analítico desarrollado se basa en la predicción del radio del área de contacto, definido a partir de una prueba de indentación tipo Brinell. La predicción de éste parámetro por medio de pruebas estáticas es sustancialmente distinto al resultado del radio del área de contacto obtenido después del ensayo de tribometría, que es una prueba dinámica. Esta diferencia es importante y se corrige en el modelo introduciendo el radio del área de contacto medido experimentalmente, dando como resultado un modelo semiempírico. Este modelo describe la relación que existe entre la fuerza normal aplicada y la fuerza tangencial. Al tratarse de un material dúctil, la relación $\frac{N}{T}$ se encuentra en rangos arriba de tres, indicando que la fuerza perpendicular aplicada es mucho mayor que la necesaria para provocar el deslizamiento. Pareciera que el resultado corresponde a la relación de fuerzas necesarias para realizar un proceso de corte continuo, tal cual muestra el esquema de la figura 5.1. Aunado a esto, se encuentran los errores atribuidos al equipo (celda de carga y torquímetro), el cual operó para algunos experimentos (los

realizados con el radio de curvatura de 20 mm), fuera del rango de confianza, o muy cerca de éste.

El modelo obtenido a partir del MEF se aproxima más a los resultados experimentales. Esto se debe a que el modelo sí considera el giro del perno. Sin embargo, el orden de magnitud entre ambos es de 10. Este modelo debe de ser extendido para predecir con mayor exactitud dos parámetros importantes. El primero, ya mencionado, es el radio del área de contacto. El segundo está dado por la magnitud del par de reacción calculado en el perno. Este parámetro es considerablemente menor que el obtenido de manera experimental. Una de las causas más evidentes es que el modelo utilizado no considera ningún tipo de remoción de material y por ende una mayor penetración del perno, aumentando el radio del área de contacto con tiempo creciente. Se propone para modelos futuros considerar una capa delgada viscoelástica (i.e., 10 μm) ubicada en la superficie de la muestra de la probeta modelo. Esto permitirá que el sistema extruya material a la periferia y que la penetración tenga un efecto más próximo al real. Asimismo, la integración de algún criterio que permita eliminar los elementos que cumplan con ciertas condiciones microestructurales es de vital importancia. En la literatura abierta consultada por el autor, no se ha encontrado ningún tipo de simulación por medio del MEF que considere este tópico. Kapoor y Franklin [24] han realizado simulaciones en los que los elementos que cumplen cierto criterio basado en una combinación de esfuerzos y deformaciones son eliminados. Estos modelos pueden ser mejorados considerando lo anterior.

La evolución del coeficiente de fricción no se pudo determinar con los datos obtenidos de manera experimental. Esto se debe a un *bucle* creado entre los modelos MEF y analítico. Las bases sobre las que se diseñó el experimento descansan en resultados obtenidos mediante simulaciones MEF, resultados que al no provenir de un modelo que describe adecuadamente el sistema físico real, introducen errores que eventualmente se van arrastrando.

5.2. Proceso de formación de las TC

Las TC han sido referidas en muchos trabajos y para una amplia variedad de materiales tribológicos como *tercer cuerpo* poseyendo las siguientes propiedades visibles en muchas de las micrografías mostradas: fluyen, transmiten carga, separan los componentes deslizantes o *primeros cuerpos* y acomodan gradientes de velocidad [60].

La formación de la TC comienza en cuanto la zona cercana a la superficie se deforma plásticamente. Esto se puede demostrar con por lo menos una de tres pruebas: patrones de flujo en la superficie, cambios en la microestructura y rotación de marcadores. En las micrografías mostradas se observan por lo menos dos de estas tres pruebas. Qué tanto y qué tan rápido sucede depende de varios parámetros, tales como la magnitud y distribución de presión de contacto, velocidad de movimiento relativo, temperatura, acabado superficial, entre otros. La deformación plástica severa se alcanza por el continuo contacto con las asperezas del perno, acumulándose ésta. El momento en el que la primera partícula se libera, los mecanismos para la ocurrencia del aleado mecánico se activan. De

éstos son los presentes entre componentes dúctil-dúctil y dúctil-frágil los que juegan un papel importante en la aleación SAE 783.

Las partículas ajenas y propias del sistema generadas por el movimiento relativo son atrapadas gracias a la incrustabilidad que posee la superficie en etapas tempranas de la formación de la TC. Las partículas, junto con el material dúctil comenzarán a mezclarse mecánicamente, dando como resultado una TC continua y relativamente homogénea a los 300 segundos. Las micrografías indican que esta TC formada con tiempos cortos de ensayo ya posee una microestructura en la escala nanométrica combinada con una fase de solución sólida sobresaturada, figuras 4.9, 4.27 y 4.28. Esto se deduce de los distintos tonos de gris que posee la TC en la que los granos de Sn ya no son visibles. Además, a grandes aumentos ($6400\times \leq$), los límites de los cristales de Sn son difusos, sugiriendo la formación de una nueva fase.

Con tiempos mayores de ensayo, la superficie y subsuperficie pierden paulatinamente su propiedad de incrustabilidad, dada la pérdida de ductilidad por el trabajo en frío ejercido por el perno. La acumulación de vacancias, por ejemplo, provocará que los microporos comiencen a crecer y formar pequeñas grietas. Estas irán creciendo con el constante trabajo imprimido por el perno, comenzando a fragmentar la TC. En este punto, la TC ha dejado de ser continua en tan grandes extensiones (0.5 mm de longitud) y la cantidad de grietas permite que se liberen partículas. Éstas, sin embargo, no pueden abandonar el sistema perno-lámina, dada las altas presiones ejercidas por el perno y son redepositadas en algún punto dentro de la pista de deslizamiento, donde la ductilidad de la superficie lo permita. En caso de que la partícula sea más dúctil que la superficie, entonces será extruida entre la superficie y el perno, creando un efecto de autocuración. Este fenómeno ocurre mediante soldado de partículas, tal cual sucede en el aleado mecánico en un molino de bolas [31].

Para tiempos mayores de ensayo, 1200 segundos, los efectos combinados de esfuerzo de fluencia, esfuerzos cortantes y esfuerzos hidrostáticos han alcanzado ya el máximo de profundidad. Las ZDP comienzan a fluir hacia la superficie, y las TC inician una penetración hacia la ZDP, integrándose y mezclándose ambas zonas. Ya no es posible limitar a una profundidad el dominio de cada una de las zonas. Algunas micrografías, figuras 4.17, 4.19, 4.20, 4.36, 4.37, 4.38 sugieren que la vorticidad funciona como mecanismo de transporte, haciendo posible que el material abandone el sistema al emigrar hacia la periferia del área de contacto, provocando desgaste. Una vez activados todos los mecanismos de deformación plástica, MM, transporte, se alcanza un estado *cuasi*-estable, en el cual todos los fenómenos involucrados compiten entre sí simultáneamente, repitiéndose mientras la intensidad de los efectos externos (perno con carga aplicada y rotación) estén presentes. La velocidad de deformación, así como la frecuencia de impacto son los índices de intensidad para este sistema.

El incremento en la temperatura durante los ensayos juega definitivamente un papel importante, sobre todo a nivel local (microscópico), en donde no es extraño encontrar temperaturas superiores a la de fusión [31]. Dada la buena conductividad térmica del aluminio ($210 \frac{W}{m-K}$) y utilizando un termopar tipo K cerca de la interfase de contacto,

se encontró que para las velocidades, tiempos de ensayo y trabajando a temperatura ambiente, el incremento en la temperatura fue de únicamente 2 °C, por lo que no se presenta recristalización dinámica durante los procesos de formación de la TC, por lo que se despreciaron efectos térmicos. Otros autores [61] han reportado incrementos en la temperatura de 45 °C para pares tribológicos A365 Al-acero, pero para velocidades y presiones mucho mayores. Es en estos casos en los que la temperatura debe de ser considerada.

El sistema binario Al-Sn, mostrado en la figura 4.10, es un ejemplo típico de aleaciones, en las que la solubilidad de estos elementos es casi nula a temperatura ambiente. Esto es consecuencia de la diferencia de entalpía negativa de mezcla, ΔH . Una solución sobresaturada, como la que se cree se forma en el sistema Al-Sn ensayada en el tribómetro coaxial a temperatura ambiente y en seco se deriva de un nuevo estado de equilibrio, el cual es forzado por los esfuerzos de compresión con deslizamiento constantes durante la prueba.

Con los métodos de caracterización utilizados en este trabajo es posible afirmar que los granos de Sn alcanzan dimensiones nanométricas producidas por la fragmentación, lo mismo que los granos de Al e intermetálicos. En cuanto a la solución sólida, esta se ha visto incrementada como consecuencia de la alta densidad de dislocaciones presentes en la TC, así como la nucleación de poros consecuencia de la concentración de vacantes en zonas preferenciales. La diversidad de tonos de gris presente en una pequeña sección de TC, apuntan a lo mismo, figura 4.40.

El efecto del tiempo es sin duda alguna el parámetro dominante comparado con las fracciones de σ_0 aplicados. El tiempo se ha reportado como el factor más importante en el proceso de aleado mecánico [31], con el cual se han encontrada claras y variadas semejanzas para aleaciones dúctiles bajo condiciones tribológicas [63]. Las diferencias en cuanto a la microestructura, homogeneidad, distribución y profundidad de las TC son evidentes para cada uno de los tiempos de ensayo. Para las corridas más cortas se encontraron TC con tonos de gris *cuasi*-homogéneos y espesores constantes en las zonas cercanas al centro del radio de contacto, así como una menor cantidad de grietas. Esto se debe a que la energía suministrada es utilizada para la formación de la TC joven. Las TC formadas durante ensayos de 600 segundos mostraron una fragmentación significativa y concentraciones de Sn dentro de ésta, sugiriendo que la energía se canaliza en la generación y propagación de grietas dentro de la TC, junto con la formación de nuevas TC. Los ensayos corridos durante 1200 segundos presentan ZDP mucho más desordenadas y fragmentos de TC incrustados a profundidades considerables de la superficie. La incorporación de las ZDP a las TC parece inminente. La violencia del proceso de MM descarta la posibilidad de que granos en el rango micrométrico de Sn hayan sobrevivido y estén presentes en las TC producidas después de 1200 segundos de ensayo, figura 4.18. Una explicación a estas grandes regiones de Sn en TC de 1200 segundos es que esté presente el mecanismo de descomposición espinoidal, a lo largo de toda la TC.

No es el caso para los esfuerzos aplicados, en los que una relación directa con la microestructura es difícil de apreciar. El espesor de la TC es el único factor controlado

por los esfuerzos, de manera muy discreta. Para entender el efecto del esfuerzo aplicado es necesario extender los experimentos a rangos menores y mayores de σ_0 a los utilizados en el presente trabajo. Un caso interesante, para trabajos futuros, es controlar la cantidad de energía mecánica suministrada para la formación de la TC, variando nuevamente el tiempo de ensayo y la presión aplicada, pero conservando siempre la misma cantidad de energía neta suministrada. De esta manera es posible determinar si es la energía total el prerequisite para formar una microestructura específica.

Algunos autores [30] han malinterpretado la presencia de turbulencia durante la formación de las TC por medio de la MM. Es sabido que la MM se ve favorecida por inestabilidades por cortante, presentes en sistemas como el estudiado en el actual trabajo o incluso en sistemas a escala astronómica [29], como las tipo Kelvin-Helmholtz, y que son antecesoras de turbulencia en el caso de fluidos. Sin embargo, para poder referirse al fenómeno de turbulencia, las fuerzas inerciales deben de ser considerablemente mayores que las de cuerpo. Este no es el caso para metales en estado sólido. Sin embargo, sí hay características que comparte con un flujo turbulento (sin serlo), como lo es el comportamiento estocástico de algunas propiedades, dícese la variación de la presión de las asperezas.

5.3. Dureza de las TC

La formación de la TC es sin duda una condición inherente de superficies dúctiles sometidas a movimiento relativo. Ésta resulta ser un material nuevo formado a partir de los elementos contenidos en el material base de ambos elementos del par tribológico, además de integrar otros de la atmósfera en la que opera. Al ser nanoestructurada y alcanzar estados de desequilibrio posee propiedades mecánicas, así como físicas y químicas distintas [23]. Esto queda claro con las pruebas de II realizadas a las probetas con ambos tratamientos térmicos, 10 y 30 minutos de recocido a 300°C. Además hubo una variación de dureza entre las TC de cada tratamiento térmico, así como entre los tiempos de ensayo. No se encontró una relación entre las fracciones de σ_0 aplicado, más que para el caso de 1.25 σ_0 -30min rec.

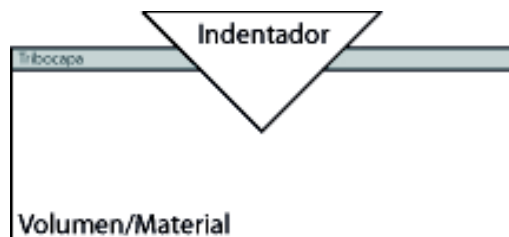


Figura 5.2: Esquema de la indentación instrumentada a través de la TC y el volumen de material.

Los efectos provocados por la humedad no se controlaron en este trabajo, sin embargo las propiedades mecánicas de las TC formadas resultan ser sensibles a cambios pequeños

en ésta [64,65]. Otro factor en el incremento de la dureza es la nanoestructura producida por la deformación plástica severa obtenida por mecanismos similares a los encontrados en el aleado mecánico con molino de bolas.

La figura 4.43 que presenta la distribución de dureza HV a lo largo de la pista de deslizamiento indica durezas muy cercanas a la del material sin ensayar. Esto se debe a que los valores extraídos por el equipo de II para cada curva corresponden a un ajuste de acuerdo a la ley de Kick, $P = Ch^n$, donde idealmente $n = 2$, sin considerar las desviaciones que se presenten dentro de la curva. Este promedio se esquematiza en la figura 5.2, en el que la contribución de la resistencia a la indentación corresponde a una fracción pequeña del total de la profundidad penetrada. Esto da como resultado, que el valor promedio de la dureza reportada por el equipo sea mucho más cercano al del volumen del material, y no al de la capa superficial.



Figura 5.3: Curva de carga experimental con la curva de ajuste superpuesta. Se aprecia cómo es que la curva ajustada presenta una desviación significativa en la parte correspondiente a la TC, dentro de los primeros $\sim 17\mu\text{m}$.

Son, sin embargo, estas irregularidades las que dan información sobre la respuesta a la indentación a lo largo de la profundidad penetrada. Para el caso concreto mostrado en la figura 4.46 se tiene que $C = 0,0276$ y $n = 1,33$, gráficamente visto en la figura 5.3 junto con la curva experimental del ciclo de carga (hasta alcanzar los 5 N establecidos como carga máxima). Es claramente visible como es que la función de ajuste no describe adecuadamente la primera sección de la curva, i.e. TC. Realizando un ajuste únicamente a la primera sección ($h = 15\mu\text{m}$, $F = 1\text{N}$), se tienen los siguientes valores: $C = 0,00567$ y $n = 1,87$. El comportamiento de ambas funciones de ajuste se muestra en la figura 5.4, siendo notoria la diferencia de profundidades al llegar a los 5 N de carga máxima aplicada: $38\mu\text{m}$ para el ajuste de la sección correspondiente a la TC y $51\mu\text{m}$ para el ajuste del



Figura 5.4: Comparación entre las funciones de ajuste para el ciclo completo de carga y para la zona correspondiente a la TC.

ciclo completo de carga, dando como resultado una dureza para la TC y el volumen de material con TC de $HV_{TC} = 0,28$ GPa y $HV_{volumen} = 0,15$ GPa, respectivamente.

Por lo tanto, las curvas obtenidas por medio de II contienen toda la información a lo largo del periodo de ensayo, considerando TC y material base, teniendo la posibilidad de extraer información escondida en un sólo valor, como en el caso de la dureza reportada por el equipo. Es la interpretación del conjunto de datos, lo que permite extraer valiosas propiedades, como la dureza superior de la TC.

5.4. Recomendaciones y trabajo a futuro

El tribómetro coaxial utilizado fue construido *ex profeso* en los talleres del grupo de investigación. Se conocieron tanto sus alcances cómo limitaciones. Esto permite que al equipo se le realicen las modificaciones necesarias para continuar con pruebas tribológicas de nuevas aleaciones, como se pretende. Algunas de las sugerencias están ya discutidas. El equipo tiene la posibilidad de incorporar un torquímetro de reacción, el cual permite de manera directa obtener el par perno-lámina a través de galgas extensométricas. Para terminar con el tribómetro, un mecanismo de carga de mayor precisión permitirá la aplicación de cargas mucho más pequeñas, permitiendo explorar con mayor detalle el efecto del esfuerzo aplicado a la formación de TC.

Los 300 segundos de ensayo ya presentaron una TC bien desarrollada. Es por esto que extender la experimentación a tiempos de ensayo menor puede elucidar mucho sobre la evolución de la microestructura y de los mecanismos de desgaste involucrados en etapas tempranas de deformación plástica y MM.

Técnicas de caracterización como difracción de rayos X y análisis químico deben de ser incorporados, complementando las ya utilizadas. De esta manera será posible determinar de manera cuantitativa la microestructura formada a través de los eventos tribológicos, así como saber si la composición química del *tercer cuerpo* es sensiblemente distinta a la del material de partida.

La II proporciona una gran cantidad de información, la cual debe de ser cuidadosamente seleccionada y analizada. A partir de estos datos es posible obtener las propiedades elasto-plásticas de la TC utilizando técnicas de modelado inverso presentadas en [37] y [44] y que pueden ser reproducidas con los recursos del laboratorio de la UDIATEM. Todo esto se podrá aplicar a las aleaciones tribológicas que actualmente se desarrollan en el grupo de investigación, así como a otro tipo de aleaciones comerciales utilizadas para la producción de cojinetes. La parte de II es tan vasta e interesante que resulta *per se* ser un tópico de elaboración de otro trabajo de investigación. De esta manera será posible caracterizar de una manera más amplia materiales confinados a unos cuantos micrómetros, como lo es el caso de las TC.

Capítulo 6

Conclusiones

El tiempo de ensayo es un factor predominante respecto a la fuerza normal aplicada en la formación de distintas microestructuras de la TC, volviéndose ésta más profunda y heterogénea conforme pasa el tiempo de ensayo. Las TC formadas tienen su mayor profundidad en zonas cercanas al centro del área de contacto, decreciendo conforme se aproxima a la periferia, creando zonas discontinuas de TC. Los efectos de la fuerza normal aplicada se pudieron relacionar para algunos casos, pero son opacados por el tiempo de ensayo. Es necesario extender los rangos de las fracciones de σ_0 aplicados, para comprender mejor sus efectos sobre la formación de la microestructura. Asimismo, tiempos menores de ensayo permitirán elucidar los mecanismos de formación de la TC en etapas tempranas.

Las microestructuras obtenidas de distintos tiempos de ensayo, así como de distintas fracciones de σ_0 mostraron diferencias considerables, las cuales pudieron ser identificadas por medio de técnicas metalográficas tradicionales y MEB. Esto permite extender el conocimiento sobre el comportamiento de aleaciones tribológicas dúctiles estudiadas en el grupo de investigación. La metodología puede ser reproducida para el estudio de diversas aleaciones tribológicas. Estas capas alcanzaron dimensiones micrométricas, las cuales fueron caracterizadas exitosamente por medio de II. Diferencias entre las TC fueron identificadas por medio de ésta técnica de caracterización mecánica.

La II permitió extraer los valores de dureza de algunas TC, al presentarse puntos de inflexión en la curva carga-penetración, realizando un análisis por secciones de éstas. Estos valores fueron comparados con valores obtenidos por microindentación, mostrando alguna de las ventajas que la II posee sobre la indentación tradicional. La complejidad y lo vasto de este campo permite desarrollar nuevos tópicos de investigación, los cuales fueron apenas tocados en el presente trabajo.

El coeficiente de fricción no pudo ser determinado con el modelo analítico propuesto de manera adecuada. Se logró identificar una serie de posibles mejoras tanto del modelo

como de la instrumentación, las cuales deberán ser tomadas en cuenta para las siguientes series de pruebas.

Por último, los resultados obtenidos por medio del MEF del radio del área de contacto y par quedaron fuera del rango obtenido experimentalmente. A este modelo se le deben de hacer los cambios sugeridos en la parte 5 para mejorar la predicción y obtener por una segunda vía el coeficiente de fricción a partir de los datos experimentales.

Bibliografía

- [1] I.G. Goryacheva. *Contact Mechanics in Tribology*. Kluwer Academic Publishers, 1998.
- [2] R. Schouwenaars. *Análisis de la deformación plástica durante el desgaste de cojinetes de deslizamiento*. Tesis Doctoral, Facultad de Ingeniería, UNAM, 2004.
- [3] J.A. Williams. *Engineering Tribology*. Oxford Science Publications, 1994.
- [4] K.C. Ludema. *Friction, Wear, Lubrication*. CRC Press, 1996.
- [5] M. Urbakh, J. Klafter, D. Gourdon and J. Israelachvili. The nonlinear nature of friction. *Nature*, 430:525–528, July 2004.
- [6] HMSO, 1966.
- [7] M. Priest and C.M. Taylor. Automobile engine tribology—approaching the surface. *Wear*, (241):193–203, 2000.
- [8] American Society of Mechanical Engineers. *Strategy for Energy Conservation Through Tribology*, 2nd edition, 1981.
- [9] K. Miyoshi. Solid lubrication fundamentals and applications, introduction and background. Technical Report TM—1998-107249 CH1-REV1, NASA, 1998.
- [10] A.E. Bravo. *Caracterización de una aleación Al-Sn producida por colaminado acumulado*. Tesis de Maestría, IIM, UNAM, 2008.
- [11] Modern Tribology Handbook. Volume Two: Materials Coatings and Industrial Applications. Editor-in-Chief B.Bhushan, 2001. ISBN 0-8493-8403-6.

- [12] R. Schouwenaars, V. H. Jacobo, S. Cerrud and A. Ortiz. Tribolayer formation as a functionally self-grading process in soft anti-friction alloys. *Materials Science Forum*, 492-493:531–538, 2005.
- [13] R. Schouwenaars, V.H. Jacobo and A. Ortiz. Microstructural aspects of wear in soft tribological alloys. *Wear*, 263(1-6):727–735, 2007.
- [14] R. Schouwenaars, V.H. Jacobo, S. Cerrud and A. Ortiz. Finite element simulation of microstresses in a traditional FEM: the case of soft tribo-alloys. *Materials Science Forum*, (492-493):421–427, 2005.
- [15] L.-C. Guo and N. and Noda. Dynamic investigation of a functionally graded layered structure with a crack crossing the interface. *International Journal of Solids and Structures*, (45):336–357, 2008.
- [16] M. Joinet, S. Pouliquen, L. Thomas, F. Teyssandier and D. Aliaga. Comparison between single and multilayered a-SiC:H coatings prepared by multi-frequency pacvd: mechanical properties. *Surface and Coatings Technology*, (202):2252–2256, 2008.
- [17] Proceedings of the 8th International Symposium on Multifunctional and 11-14 July 2004 Functionally Graded Materials (FGM2004) held in Leuven, Belgium. Functionally graded materials VIII. Editors: O. van der Biest, M. Gasik, J. Vleugels, 2005. ISBN 0-87849-970-9.
- [18] United States Environmental Protection Agency. Protect your family from lead in your home. EPA747-K-99-001, 2001.
- [19] National Weights and UK Measures Laboratory. Enforcement of the restriction of certain hazardous substances in electrical and electronic equipment regulations 2008 (rohs).
- [20] V. Panin, A. Kolubaev, S. Tarasov and V. Popov. Subsurface layer formation during sliding friction. *Wear*, 249:860–867, 2002.
- [21] D.A. Rigney. Transfer, mixing and associated chemical and mechanical processes during the sliding of ductile materials. *Wear*, 245:1–9, 2000.
- [22] T. A. Stolarski. *Tribology in Machine Design*. Butterworth-Heinemann, second edition, 2000.
- [23] M. Scherge, D. Shakhvorostov and K. Pöhlmann. Fundamental wear mechanism of metals. *Wear*, 255:395–400, 2003.
- [24] A. Kapoor and F.J. Franklin. Tribological layers and the wear of ductile materials. *Wear*, 245:204–215, 2000.

- [25] R.Z. Valiev, R.K. Islamgaliev and I.V. Alexandrov. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation. *Progress in Materials Science*, 45:103–189, 2000.
- [26] E. Nes. Modelling of work hardening and stress saturation in fcc metals.
- [27] B.R. Munson, D.F. Young and T.H. Okiishi. *Fundamentals of Fluid Mechanics*. John Wiley and Sons, Inc., 5th edition, 2006.
- [28] S.V. Dmitriev, T. Kitamura, J. Li, Y. Umeno, K. Yashiro and N. Yoshikawa. Near-surface lattice instability in 2d fiber and half-space. *Acta Materialia*, 53:1215–1224, 2005.
- [29] M. Brüggem and W. Hillebrandt. Mixing through shear instabilities. *Monthly Notices of the Royal Astronomical Society*, 2000.
- [30] J.B. Singh, J.-G. Wen and P. Bellon. Nanoscale characterization of the transfer layer formed during dry sliding of Cu-15 wt. % Ni wt. % Sn bronze alloy.
- [31] C. Suryanarayana. Mechanical alloying and milling. *Progress in Materials Science*, 46:1–184, 2001.
- [32] E. Ma. Alloys created between immiscible elements. *Progress in Materials Science*, 50:413–509, 2005.
- [33] A. Kapoor, K.L. Johnson and J.A. Williams. A model for the mild ratchetting wear of metals. *Proceedings of the Royal Society London*, 445:367–381, 1994.
- [34] V.V. Stolyarov, L.Sh. Shuster, M.Sh. Migranov, R.Z. Valiev and Y.T. Zhu. Reduction of friction coefficient of ultrafine-grained cp titanium. *Materials Science and Engineering A*, 371:313–317, 2004.
- [35] P.L. Mangonon. *Ciencia de Materiales Selección y Diseño*. Prentice Hall, 1999.
- [36] A. Gouldstone, N. Chollacoop, M. Dao, J. Li, A.M. Minor and Y.-L. Shen. Indentation across size scales and disciplines: Recent developments in experimentation and modeling. *Acta Materialia*, 55:4015–4039, 2007.
- [37] M.R. Van Landingham. Review of instrumented indentation. *Journal of Research of the National Institute of Standards and Technology*, 108:249–265, 2003.
- [38] W.D. Nix and H. Gao. Indentation size effects in crystalline materials: A law for strain gradient plasticity. *Journal of Mechanics and Physics Solids*, 46:411–425, 1998.

- [39] G.M. Pharr. Measurement of mechanical properties by ultralow load indentation. *Materials Science and Engineering A*, 253:151–159, 1998.
- [40] R. Saha and W.D. Nix. Effects of the substrate on the determination of thin film mechanical properties by nanoindentation. *Acta Materialia*, 50:23-28, 2002.
- [41] Z. Fan, J. G. Swadener, J.Y. Rho, M.E. Roy, and G.M. Pharr. Anisotropic properties of human tibial cortical bone as measured by nanoindentation. *Journal of Orthopaedic Research*, 20:806–810, 2002.
- [42] S.A.S Asif and J.B. Pethica. Nanoscale indentation creep testing at non-ambient temperature. *Journal of Adhesion*, 67:153–165, 1998.
- [43] S. Shimizu, T. Yanagimoto and M. Sakai. Pyramidal indentation load-depth curve of viscoelastic materials. *Journal of Materials Research*, 14:40775-4086, 1999.
- [44] M. Dao, N. Chollacoop, K.J. van Vliet, T.A. Venkatesh and S. Suresh. Computational modeling of the forward and reverse problems in instrumented sharp indentation. *Acta Materialia*, 49:3899–3918, 2001.
- [45] G. E. Dieter. *Mechanical Metallurgy*. McGraw-Hill, USA, 3rd edition, 1986.
- [46] ASTM. Standard hardness conversion tables for metals. relationship among brinell hardness, vickers hardness, rockwell hardness, superficial hardness, knoop hardness, and scleroscope hardness. Designation: E 140-97.
- [47] M.A. Ramírez Toledo. *Modelado de la respuesta mecánica de multicapas dúctiles durante el ensayo en un tribómetro coaxial*. Tesis de Licenciatura, Facultad de Ingeniería, UNAM, 2009.
- [48] J.A. Torres. *Optimización del proceso termomecánico de la aleación SAE783 para cojinetes de deslizamiento*. Tesis de Licenciatura, Facultad de Ingeniería, UNAM, 2006.
- [49] J. Chakrabarty. *Theory of plasticity*. Elsevier Butterworth-Heinemann, third edition, 2006.
- [50] W.F. Hosford and R.M. Caddell. *Metal Forming, Mechanics and Metallurgy*. Prentice Hall, USA, 1983.
- [51] O.E. Iniesta García and R. Márquez Sánchez. *Diseño y construcción de un tribómetro coaxial*. Tesis de Licenciatura, Facultad de Ingeniería, UNAM, 2007.
- [52] ASTM. *Standard test method for pin abrasion testing*. Designation: G 132-96.

- [53] Carpenter. Composición típica de los aceros.
- [54] D. Fontani, F. Francini, G. Longobardi and P. Sansoni. Control of crankshaft finish by scattering technique. *Optics and lasers engineering*, 35:387–396, 2001.
- [55] K. Lepper, M. James, J. Chashechkina and D.A. Rigney. Sliding behavior of selected aluminium alloys. *Wear*, 203-204:46–56, 1997.
- [56] K.G. Basavakumar, P.G. Mukunda and M. Chakraborty. Dry sliding wear behavior of Al-12 % Si an Al-12 % Si-3 % Cu cast alloys. *Materials and Design*, 30:1258–1267, 2009.
- [57] Modern Tribology Handbook. Volume One: Principles of Tribology. Editor-in-Chief B.Bhushan, 2001. ISBN 0-8493-8403-6.
- [58] S. Kalpakjian and S. Schmid. *Manufacturing Engineering and Technology*. Prentice Hall, fourth edition, 2001.
- [59] A. Bravo, R. Schouwenaars, A. Ortiz and V.H. Jacobo. Microstructure, properties and annealing behavior of an ARB-processed Al-20 % Sn alloy. *Advanced Materials Research*, 89-91:59–64, 2010.
- [60] D.A. Rigney, X.Y. Fu, J.E. Hammerberg, B.L. Holian and M.L. Falk. Examples of structural evolution during sliding and shear of ductile materials. *Acta Materialia*, 49:977–983, 2003.
- [61] S.S. Akarca, W.J. Altenhof and A.T. Alpas. Subsurface deformation and damage accumulation in aluminum - silicon alloys subjected to sliding contact. *Tribology International*, 40:735–747, 2007.
- [62] ASM Handbook. Volume 3: Alloy phase diagrams. ASM International, 1992.
- [63] P. Bellon. Preface to viewpoint set on: materials under driving forces. *Acta Materialia*, 49:921–925, 2003.
- [64] B.K. Yen and T. Ishihara. Effect of humidity on friction and wear of Al-Si eutectic alloy and Al-Si alloy-graphite composites. *Wear*, 198:169–175, 1996.
- [65] Y. Ando. The effect of relative humidity on friction and pull-off forces measured on submicron-size asperity arrays. *Wear*, 238:12–19, 2000.