

01180



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA
DE MÉXICO

FACULTAD DE INGENIERÍA

**Análisis de la deformación
plástica durante el desgaste de
cojinetes de deslizamiento.**

T E S I S

QUE PARA OBTENER EL GRADO DE:

DOCTOR EN INGENIERÍA

(Ingeniería Mecánica)

P R E S E N T A:

Rafael Schouwenaars Franssens

**DIRECTOR DE TESIS
DR. JORGE CARRERA BOLAÑOS**



CD. UNIVERSITARIA,

MAYO 2004



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.

AGRADECIMIENTOS

Esta tesis es nada más una pequeña parte de una larga historia que empezó mucho antes de aquél día durante "La Huelga" en que me inscribí en el programa de Doctorado en Ingeniería y que seguramente no termina el día del examen de grado. Agradecer a todas las personas que por su presencia o trabajo han aportado en el resultado aquí presentado implica la generación de una obra de prosa que por extensa que sea nunca será completa; y a final de todo, ¿qué culpa tienen? Sin embargo, no tenemos la ilusión de presentar una tesis perfecta, así que podemos complementarla con unos agradecimientos no muy completos.

Para empezar hay que recordar a los compañeros de aquellos tiempos en Bélgica, con los cuales empecé mi carrera en la investigación científica. Pienso en Dirk, Leo, Karel, Bert, Jan, Veronique, así como los profesores quienes hicieron el serio intento de explicarme de que se trataba este asunto de la investigación, Paul Van Houtte y Lazlo Toth. Igualmente, hay que recordar al Prof. Etienne Aernoudt, sin el cual esta tesis nunca se hubiera escrito y al Prof. Yvan Houbaert, a quien agradezco por haberme dado la oportunidad de encontrar un nuevo trabajo y hogar en el nuevo mundo.

Con esto llegamos a un segundo grupo de personas quienes tengo que recordar, siendo los compañeros de la UDIATEM. Paco y Héctor mientras se dedican a otras actividades, pero fueron mis primeros amigos en México. Víctor, Sara, Germán y el ahora Dr. Armando Ortiz han sido un apoyo permanente, mediante su compañerismo, ganas por el trabajo y amistad. Igualmente hay que recordar a todos los ayudantes y estudiantes que a lo largo de los años han colaborado en este proyecto. Muchos de ellos no se mencionarán aquí, pero no podemos olvidar darles las gracias a Efraín, Nacho y Roberto, quienes han sido responsables para varios de los aspectos técnicos de la parte experimental.

También hay que recordar a la gente de la empresa Clevite de México, quienes han proveído todo el material analizado en las imágenes de microscopía electrónica presentadas. Ellos revisado y retado de manera crítica cada uno de los resultados obtenidos, además de haber financiado en gran medida la elaboración de decenas de reportes técnicos que han formado una base de datos importante para el presente texto.

Antes de terminar, quiero también recordar a mis sinodales, por los interesantes avisos con respecto a los temas aquí presentados; quiero agradecerles por haber revisado este texto no tan breve y por haber insistido de no incluir la segunda parte del trabajo. Asimismo, le doy las gracias a mi tutor Jorge Carrera, por el apoyo brindado y por la oportunidad de elaborar libremente mis ideas y teorías presentadas en la tesis.

Finalmente, agradezco a mi esposa Ledita, por el apoyo y la comprensión a lo largo de las innumerables desveladas necesarias para poder terminar la obra, a mi hijo Tomas quien ha sufrido muchas horas de desesperación al ver a su papá sentado en la computadora en vez de divertirse con su hijo y a la pequeña Citlalita, que en muchas ocasiones, arrullada en el brazo izquierdo, me ha acompañado durante el trabajo nocturno. Gracias a ella he aprendido manejar el ratón y el teclado de manera simultánea con una sola mano.

CONTENIDO

Resumen	4
Abstract	5
Artículos publicados	6
Prólogo	8
Objetivo	8
1. INTRODUCCIÓN	9
1.1. TRIBOLOGÍA.....	9
1.2. COJINETES	11
1.3. REQUERIMIENTOS HISTÓRICOS PARA MATERIALES TRIBOLÓGICOS BLANDOS.....	14
1.4. ALEACIONES CLÁSICAS.....	16
1.5. NECESIDAD DE INNOVACIÓN.....	17
1.6. ORGANIZACIÓN DEL TRABAJO.....	20
2. ANTECEDENTES	22
2.1. CONCEPTOS BÁSICOS DE LA LUBRICACIÓN.....	22
2.1.1. <i>General</i>	22
2.1.2. <i>Ecuaciones generales</i>	22
2.1.3. <i>Ecuación de Reynolds</i>	24
2.1.4. <i>Análisis por métodos clásicos</i>	26
2.1.5. <i>Análisis por métodos avanzados</i>	29
2.2. CONCEPTOS BÁSICOS DE LA MECÁNICA DE CONTACTO.....	34
2.2.1. <i>Rugosidad</i>	34
2.2.2. <i>Contacto</i>	36
2.2.3. <i>Fricción</i>	42
2.3. DESGASTE.....	46
2.3.1. <i>Complejidad del problema</i>	46
2.3.2. <i>Adhesión</i>	48
2.3.3. <i>Fenómenos de fatiga superficial</i>	50
2.3.4. <i>Corrosión</i>	53
2.4. DEFORMACIÓN PLÁSTICA DURANTE EL DESGASTE.....	55
2.4.1. <i>Aspectos generales</i>	55
2.4.2. <i>Endurecimiento por trabajo en frío</i>	57
2.4.3. <i>Falla dúctil</i>	59
2.4.4. <i>Flujo plástico bajo condiciones de desgaste</i>	62
2.4.5. <i>Aplicación a algunos fenómenos de desgaste</i>	65
3. MATERIALES BAJO INVESTIGACIÓN	70
3.1. CONTEXTO GENERAL	70
3.2. ALEACIONES TRIBOLÓGICAS BLANDAS.....	71
3.2.1. <i>Babbitts</i>	71
3.2.2. <i>Cobre-plomo</i>	73
3.2.3. <i>Aluminio-estaño</i>	76

3.2.4.	<i>Otras</i>	79
3.3.	CARACTERIZACIÓN METALOGRAFICA.....	80
3.3.1.	<i>Medidas sencillas</i>	80
3.3.2.	<i>Parámetros avanzados</i>	81
3.4.	CARACTERIZACIÓN DE LAS ALEACIONES TRIBOLÓGICAS BLANDAS.....	85
3.4.1.	<i>Calidad de los Babbitts</i>	85
3.4.2.	<i>Aleaciones cobre-plomo obtenidas por metalurgia de polvos</i>	86
3.4.3.	<i>Análisis de las aleaciones Aluminio-Estaño</i>	89
3.4.4.	<i>Análisis crítico de la información obtenida</i>	91
4.	ANÁLISIS DE CASOS Y PRUEBAS DE DESGASTE	93
4.1.	METODOLOGÍA.....	93
4.2.	CASOS DE DESGASTE.....	94
4.2.1.	<i>Problemas de limpieza</i>	94
4.2.2.	<i>Desalineamiento</i>	97
4.2.3.	<i>Corrosión acelerada</i>	99
4.2.4.	<i>Combinación de factores</i>	104
4.3.	ENSAYOS DE FATIGA.....	105
4.3.1.	<i>Experimentos</i>	105
4.3.2.	<i>Resultados</i>	106
4.3.3.	<i>Micromecanismos del daño</i>	108
4.4.	MODELADO.....	114
4.4.1.	<i>Marco teórico</i>	114
4.4.2.	<i>Aspectos matemáticos</i>	115
4.4.3.	<i>Campo de líneas de deslizamiento</i>	118
4.4.4.	<i>Método de elemento finito</i>	121
4.5.	DISCUSIÓN.....	122
5.	NUEVA FORMULACIÓN DE LOS REQUERIMIENTOS PARA ALEACIONES TRIBOLÓGICAS BLANDAS	127
5.1.	RESUMEN Y DISCUSIÓN GENERAL.....	127
5.1.1.	<i>Aspectos fundamentales</i>	127
5.1.2.	<i>Propiedades mecánicas</i>	128
5.1.3.	<i>Propiedades termoquímicas de los materiales</i>	130
5.2.	MATERIALES PARA EL FUTURO: COBRE-PLOMO Y ALUMINIO-ESTAÑO.....	133
5.3.	MATERIALES PARA EL FUTURO: ¿NUEVAS ALEACIONES?.....	135
6.	CONCLUSIONES	138

RESUMEN

Se presenta un análisis de los efectos metalúrgicos encontrados en cojinetes de deslizamiento expuestos a condiciones severas de desgaste, para definir los parámetros a considerar en el desarrollo de aleaciones tribológicas blandas más resistentes. Los incrementos en el rendimiento del motor de combustión interna, obtenidos mediante una mejora de las aleaciones existentes justifican este estudio. Con el fin de situar el trabajo dentro del área de ingeniería llamada "tribología", se analizan los aspectos de la mecánica de contacto, de la lubricación y de los fenómenos de desgaste. Se concluye que se carece de una teoría que permita unir estos tres conceptos. Esto es válido antes que nada para los cojinetes, que combinan la problemática de la lubricación termo-elasto-hidrodinámica y de la deformación plástica durante el desgaste; temas importantes de investigaciones actuales. Dejando de lado el primer aspecto, la tesis se concentra en el segundo.

Los experimentos se dividen en tres partes. La primera se enfoca en la caracterización de las aleaciones usadas actualmente. Se presentan técnicas cuantitativas desarrolladas para tal fin y algunos de sus resultados. Segundo, se investigan las modificaciones metalúrgicas en las aleaciones durante ensayos de desgaste. Tercero, se analizan varios casos de desgaste ocurridos durante el uso de piezas industriales. El resultado principal de los análisis reside en la observación de grandes deformaciones plásticas localizadas, generadas por el paso de las asperezas microscópicas presentes en la superficie del eje. La geometría del material deformado se analiza mediante una modificación del campo de líneas de deslizamiento de Prandtl. El nuevo campo consiste de espiras logarítmicas y corrige la teoría tradicional en varios aspectos. Esto es uno de los resultados más importantes de la tesis.

Además se analizó la estabilidad de las fases en las aleaciones Cu-Pb y Al-Sn, con la conclusión de que la intensa mezcla generada por la deformación plástica de la capa tribológica causa la formación de estructuras cuya existencia sería imposible bajo equilibrio termodinámico. El trabajo permite formular tres criterios cuantitativos y consistentes que sustituyen seis de los ocho criterios cualitativos y contradictorios manejados actualmente para definir las propiedades deseables de una aleación tribológica blanda. Se dedica una breve discusión a las perspectivas abiertas por estos criterios para el desarrollo de tales materiales en el futuro.

ABSTRACT

This work analyses the metallurgical phenomena occurring in journal bearings subject to severe conditions of wear, to define the critical parameters to be considered in the development of more resistant soft tribo-alloys. The study is justified by the increase in engine performance that can be achieved through an improvement of the existing alloys. In order to situate the work within the framework of the branch of engineering named "tribology", the fields of contact mechanics, lubrication and wear are reviewed. It will result that there does not exist a theory to satisfactorily unify these three concepts. This conclusion is even more evident for journal bearings, where the problems of thermo-elasto-hydrodynamic lubrication and plastic deformation during wear are combined. Both topics are subject of intensive investigation at the moment of writing. Leaving aside the first aspect, this thesis concentrates on the second.

Experimental work is divided into three parts. The first one consists of a thorough metallographic characterisation of existing alloys. The quantitative techniques developed for such characterisation and some of their results are presented. Second, the metallurgical modifications of the alloys due to wear are analysed. Third, a summary is made of case studies on the failure of industrially produced journal bearings. The most important observation of this research is the large plastic deformation occurring on a local scale in worn microstructures. These are caused by the repeated passing of surface asperities of the shaft. The geometry of deformation is analysed by a modification of Prandtl's classical slip line field. The adapted field consists of logarithmic spirals and corrects the traditional theory in several aspects. This is one of the principal achievements of the thesis.

Moreover, the stability of phases in the Cu-Pb and Al-Sn systems was studied, leading to the conclusion that the intensive mixture generated by plastic deformation in the tribolayer allows for the formation of structures which would be unstable under conditions of thermodynamic equilibrium. The present work allows for the formulation of three quantitative and consistent criteria to substitute six out of eight qualitative and contradictory criteria which are used at present to define the desirable properties of a soft tribo-alloy. A brief discussion is dedicated to the prospect for the development of new or improved materials under these criteria.

ARTÍCULOS PUBLICADOS

Parte de los resultados de la presente tesis se han publicado en foros internacionales. Una primera serie refiere de manera directa a la parte del trabajo presentado aquí, una segunda serie se relaciona con el desarrollo de los materiales correspondientes, cuyos resultados se han omitidos en el presente texto debido a limitantes de tiempo y espacio.

Artículos incluidos en la tesis:

1. **R. Schouwenaars, S. Cerrud and A. Ortiz** : Analysis of the frequency, causes and consequences of a common quality problem in the babbitt coating of trimetal journal bearings. SAE Paper 01-P30, 2001.
2. **R. Schouwenaars, A. Ortiz Prado**. Accelerated wear in journal bearings for internal combustion engines converted to the use of LPG. Materials Performance. Vol 41 (12), 2002, pp 32-37.
3. **R. Schouwenaars**. Plastic deformation and stress-induced phase transformation in polycrystalline diamond: common phenomena? Materials Science Forum, 426-432, pp. 4423-4428, 2003.
4. **R. Schouwenaars, V.H. Jacobo, S.M.Cerrud and A. Ortiz**. Tribolayer formation as a self-grading mechanism in classical antifriction alloys. Aceptado para las memorias de FGM 2004, Leuven, Bélgica, 2004
5. **R. Schouwenaars, A. Ortiz and J. Carrera**. Plastic Vortex Flow during Fatigue Testing of Soft Tribological Alloys. Enviado a la revista: Journal of the Mechanics and Physics of Solids

Artículos relacionados con la tesis:

6. **R. Schouwenaars, S. Cerrud and A. Ortiz**: Scanning electron microscopy observation of the substructural evolution of aluminium alloys during cold rolling and partial annealing. Scanning. Vol 24, issue 4, 2002, pp 207-215.
7. **R. Schouwenaars, S. Cerrud and A. Ortiz**: Recrystallisation Kinetics in an Aluminium-Tin alloy for bimetal Bearings. In: Recrystallisation and Grain Growth, Ed. G. Gottstein and D.A. Molodov, Springer Verlag, Heidelberg, 2001, pp1311-1316 (ISBN 3 540 41837-7)
8. **R. Schouwenaars, V.H. Jacobo, S.M.Cerrud and A. Ortiz** The obtention of homogeneous microstructures in Al-Sn-based tribological alloys. Materials Science Forum, 426-432, pp. 387-392, 2003.
9. **S.M. Cerrud, R. Schouwenaars, E.I. Ramírez and A. Ortiz**: Particle evolution and grain growth during annealing of a complex multiphase Al-Sn triboalloy.
10. Aceptado para las memorias del segundo congreso internacional de Recristalización y Crecimiento de grano, Annecy, Francia, 2004.
11. **R. Schouwenaars, V.H. Jacobo, S.M.Cerrud and A. Ortiz** Finite element simulation of microstresses in a traditional FGM: the case of soft tribo-alloys. Aceptado para las memorias de FGM 2004, Leuven, Bélgica, 2004

Los resultados de (1) fueron incluidos en la sección 3.4.1. (2) y (4) se encuentran, de manera resumida, en la sección 4.2. El trabajo número (3) generó un ejemplo interesante utilizado en la revisión de literatura (2.4.3) y aportó datos importantes en la interpretación del papel de la deformación plástica durante el desgaste en general. En el quinto artículo, se resumen los resultados presentados en la sección 4.4.

PRÓLOGO

Las aleaciones tribológicas blandas que forman el tema de la presente tesis tienen una historia de más de dos siglos. Fueron desarrollados para proteger las partes rotatorias de la maquinaria contra el desgaste. La aparición del motor de combustión interna y la consiguiente expansión del mercado automotriz aseguró un futuro próspero para estos materiales, ya que representan el componente funcional de los cojinetes de deslizamiento. Desde los años treinta, bajo presión de este mercado, aparece una serie de procedimientos para la obtención de las propiedades idóneas para los cojinetes de deslizamiento. A la vez, los investigadores de aquellas décadas formularon los métodos de producción de dos tipos de aleaciones que podían cumplir con estos requisitos. [1-3] De tal manera, se definieron las aleaciones cobre-plomo para cojinetes trimetálicos y aluminio-estaño para los bimetálicos.

La larga historia de estos productos ha causado la duda de si se justifica todavía la investigación en ella, sea con respecto a cambios de composición, sea en el proceso de producción. Esta duda nunca se formula cuando alguien se interesa en los aceros microaleados o los de ultra bajo carbono, ni en el caso de aleaciones de aluminio para la industria aeronáutica. En realidad, las aleaciones tribológicas blandas han sido sujetas a muy poca investigación comparada con estas últimas. Su desarrollo precedió la explosión en la investigación de la metalurgia física en los años sesentas y pocos investigadores han intentado superar este retraso en las décadas que siguieron. Como un marco de referencia, cabe mencionar que el microscopio electrónico, considerado como el aparato analítico más importante del siglo 20 [4,5], apenas estaba encontrando su camino hacia los laboratorios de metalurgia cuando se definieron los procedimientos para la producción de las aleaciones tribológicas blandas.

Revisando la historia del tema, se concluye que los cambios o las mejoras en la producción de cojinetes han sido relativamente limitados, esto debido a la presión limitada ejercida por el mercado. Sin embargo, en varias obras de referencia con respecto al tema [2,6] se les denomina "aleaciones a medida", es decir, afinadas en función de los deseos específicos del cliente. En la realidad, se observa que no existen procesos metalúrgicos estrictamente definidos, con el resultado de que los cojinetes de un mismo productor, producidos bajo la misma norma, para la misma aplicación y el mismo cliente, pueden mostrar microestructuras significativamente diferentes. Muchas de las mejoras en aleaciones de aluminio han tomado forma en patentes, pero pocas han logrado una posición dominante en el mercado, indicando el impacto limitado de las supuestas innovaciones. Por el otro lado, con base en entrevistas con personas involucradas en el diseño de motores, se puede constatar que efectivamente existe este deseo de poder conseguir "cojinetes a medida"

La diferencia entre la metalurgia y la ingeniería de materiales radica exactamente en la capacidad de poder diseñar aleaciones para un uso específico. Los materiales tribológicos blandos fueron desarrollados bajo el primer enfoque, el cual se basa principalmente en la observación empírica de los procesos metalúrgicos y sus efectos. Correcciones de los procesos y mejoras en la calidad se hacen a través del método de ensayo y error. Bajo el segundo enfoque, el objetivo es generar primero los conocimientos fundamentales con respecto a los fenómenos metalúrgicos involucrados en la producción de la aleación, para después poder predecir el proceso, con una serie limitada de experimentos para comprobar

la teoría establecida. Para poder responder a la demanda de un cojinete a medida, con materiales adaptados a cada tipo individual de motor, únicamente la ingeniería de materiales puede dar una respuesta rápida y económica.

Con lo anterior está definido el marco dentro del cual se elaboró la presente tesis. A través de experimentación y estudios de casos, se llegará a la conclusión de que la formulación clásica de los requerimientos para aleaciones tribológicas blandas no permite un desarrollo inteligente de dichos materiales. La tesis está dedicada a la sustitución de las definiciones clásicas con nuevas, formuladas en términos de propiedades cuantificables y consistentes. Esta formulación a su vez permitirá la predicción de la microestructura idónea para una aleación tribológica blanda, facilitando los futuros desarrollos en el área.

OBJETIVO

El objetivo de esta tesis es la propuesta de criterios consistentes, cuantitativos y suficientes con los cuales debe cumplir una aleación tribológica blanda, para así sustituir a los criterios cualitativos y parcialmente contradictorios que hasta la fecha se manejan al respecto.

Se demostrará que los principales mecanismos de desgaste en aleaciones tribológicas blandas se pueden analizar mediante modificaciones de las teorías de desgaste en materiales dúctiles, con un énfasis a la deformación plástica extrema y los efectos de desequilibrio termodinámico inducidos por ésta.

Se formularán las hipótesis pertinentes para permitir la optimización de la microestructura de las aleaciones existentes y se determinarán los factores con los cuales deberán cumplir las aleaciones tribológicas blandas que se pretenden desarrollar en futuras investigaciones.

1. Introducción

1.1. Tribología

La palabra "tribología" se deriva del griego "τριβος" (tribos), que significa "frotar". La historia de la tribología tiene más que 6000 años, ya que en murales mesopotámicos y egipcios se observa el uso de líquidos para disminuir la fricción durante el transporte de piedras monumentales. Sin embargo, no fue hasta los años 60 [7] que se propuso la palabra para indicar el área de la ingeniería que se dedica al estudio de la "ciencia y tecnología de la interacción de superficies en movimiento relativo y los tópicos relacionados" [8]. Esto incluye el análisis de la fricción, el desgaste y la lubricación [9]. La importancia del campo se comprobó a través de estimaciones ejecutadas por varias comisiones técnicas establecidas en los países industrializados que tuvieron como objetivo investigar el efecto económico de los problemas de fricción y desgaste [7]. Éstas calcularon que hasta un tercio de toda la energía generada en procesos termodinámicos se pierde en forma de fricción. Este aspecto, si bien representa pérdidas económicas importantes, es un orden de magnitud menos importante que las pérdidas económicas causadas por mantenimiento, falla y sustitución de equipos como consecuencia de los procesos de desgaste. Priest y Taylor, en una obra más reciente [10] hacen un desglose de la eficiencia de un motor de combustión interna indicando la importancia de la fricción (Figura 1).

Como lo indica su definición, la tribología reúne varias disciplinas de la ingeniería en un sólo campo, con el objetivo de sistematizar el estudio. El análisis del contacto entre los materiales incluye el estudio estadístico de las superficies ingenieriles, los cuales, por su proceso de producción muestran variados grados de rugosidad. Este aspecto pertenece sin duda a la ingeniería mecánica y más específicamente se puede clasificar en la especialidad de la manufactura. Cuando dos piezas estén en contacto, su relieve se alterará por deformaciones elásticas y plásticas. Este aspecto de la tribología se relaciona con la mecánica de los materiales. El desgaste de un material es la consecuencia directa del contacto entre piezas sujetas a movimiento relativo. En este ámbito, los fenómenos se manifestarán a nivel cristalino por la generación de patrones de dislocaciones y microfisuras, así como en los procesos termodinámicos de adherencia y la oxidación de la superficie. El estudio de las interacciones entre deformación plástica, fractura y estructura cristalina se ubica dentro de un área de conocimiento difusa en medio de la metalurgia física y mecánica. La oxidación (corrosión) por lo general se considera como un aspecto de la metalurgia química, pero en la tribología no se puede estudiar por separado. Finalmente, el estudio de la lubricación es una aplicación directa de la mecánica de fluidos y puede clasificarse como una especialidad de la ingeniería mecánica.

Cualquier estudio que tiene como objetivo la disminución de los efectos de fricción y el desgaste inevitablemente se enfrenta a las diferentes áreas aquí mencionadas. Sin embargo, dependiendo del objetivo del estudio y la formación previa del investigador, el peso relativo que tendrá cada aspecto dentro del trabajo será diferente. El estudio de las superficies de piezas producidas por procesos industriales convencionales corresponde evidentemente a la ingeniería mecánica. Lo mismo vale para la mecánica de fluidos. La mecánica de materiales se reparte entre el primer campo y la ciencia de los materiales. Si el aspecto de la deformación plástica toma un papel importante, se le podría clasificar a este problema dentro de la metalurgia mecánica. Por lo anterior, la tribología se basa tanto en

conocimientos de la ingeniería mecánica como de la ciencia de materiales. No obstante, en una revisión general de los libros que existen sobre el tema, la parte mecánica ocupa por lo general más que el 90% del texto, mientras que la parte metalúrgica corresponde a un número muy limitado de estudios y revisiones [8-13]. Varios autores concluyen que el aspecto de desgaste, estrechamente ligado a la metalurgia de las superficies, es la parte menos comprendida dentro del área de la tribología.

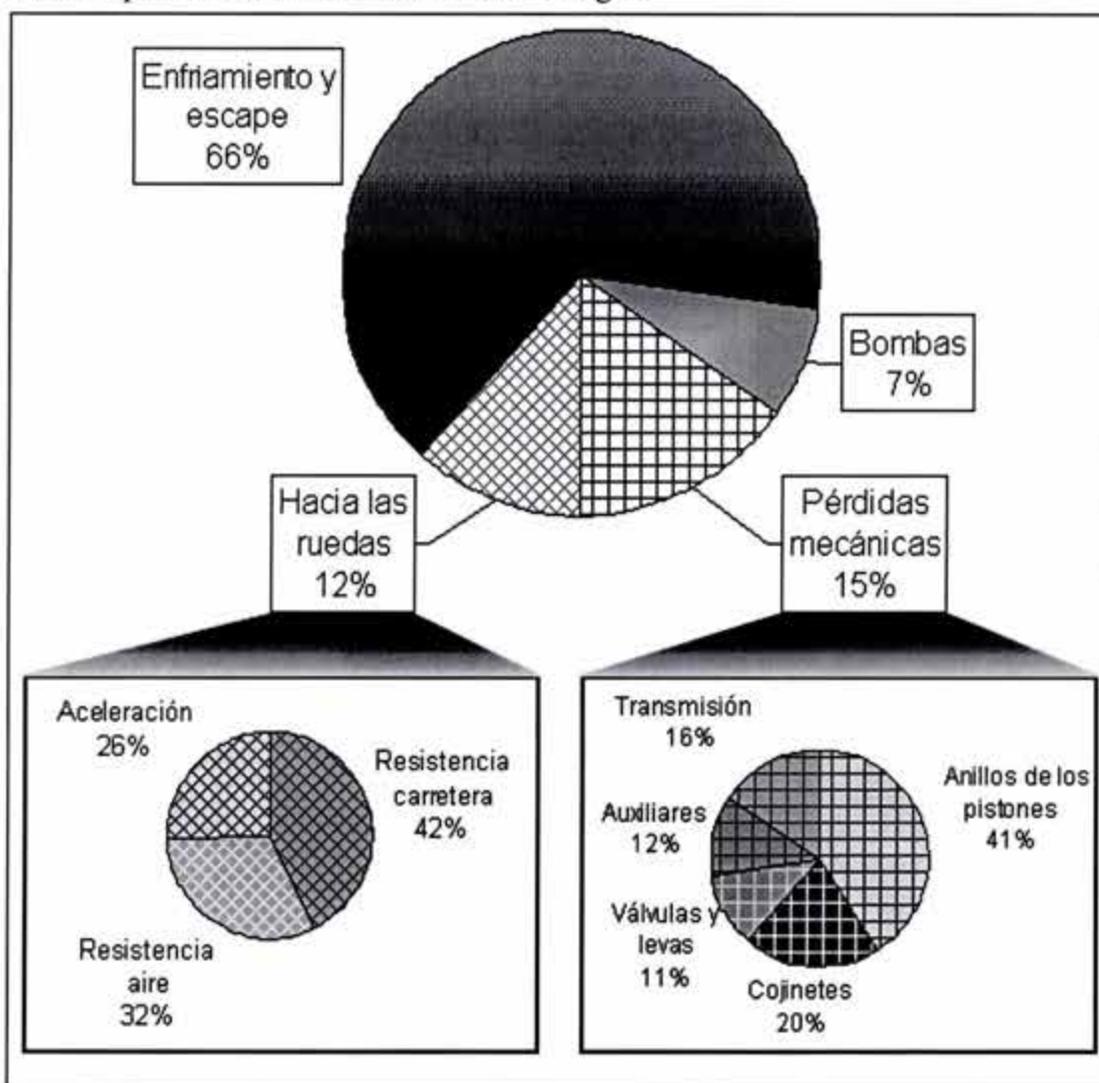


Figura 1. Distribución de la energía total del combustible en aplicaciones automotrices. El rendimiento térmico se considera igual a 34%. Las pérdidas mecánicas son las que se puede disminuir a través del estudio de la tribología. Los cojinetes consumen 3% de la energía en un motor de combustión interna (9% de la potencia mecánica) [10].

El presente trabajo se dedicará al aspecto metalúrgico de los fenómenos de desgaste, a pesar de haberse llevado a cabo dentro del departamento de ingeniería mecánica de la Facultad de Ingeniería de la UNAM. La razón evidente es el interés específico del grupo de trabajo al cual pertenece el autor, ya que éste se especializa en el origen de las fallas que ocurren en los materiales para la ingeniería mecánica. El aspecto de la lubricación se mencionará en esta tesis principalmente para presentar de manera completa el marco dentro

del cual se coloca el estudio y permitir estimar la influencia específica que tendrá la lubricación en la determinación del tipo de desgaste que se puede esperar en un cojinete.

1.2. Cojinetes

Después de definir la tribología como el área que estudia los problemas de contacto, desgaste y lubricación, se pueden definir los cojinetes como aquellos elementos que pretenden inhibir el desgaste y la fricción. Este objetivo se puede alcanzar mediante sistemas con o sin lubricación. Al tratarse de un contacto, se entiende que de los seis grados de libertad de movimiento que tiene un cuerpo sólido, se elimina por lo menos uno. Por lo general, los cojinetes se diseñan de tal manera que permiten un sólo grado de libertad, por ejemplo una translación en una dirección o una rotación con respecto a un eje fijo. Aún si se limita la descripción a elementos que permitan la rotación alrededor de un eje fijo, existe todavía un universo de componentes mecánicos que permiten este movimiento a la vez de limitar la fricción. Revisiones que pueden aspirar a considerarse como completas fueron hechas por Neale [13] y por Harris [14]. La primera analiza los cojinetes en su sentido más amplio, incluyendo sistemas secos, sistemas lubricados y los cojinetes con elementos rodantes (baleros, rodamientos). Estos últimos se estudian en mucho más detalle en la segunda referencia. Una clase muy limitada de cojinetes utiliza campos electromagnéticos para evitar cualquier tipo de fricción mecánica entre las partes móviles. Estos no se tienen que confundir con los cojinetes que aplican gas como lubricante. En estos últimos, el gas sustituye el aceite de un cojinete convencional.

Los sistemas más comunes y geoméricamente más sencillos son aquellos que permiten la rotación relativa alrededor de un eje fijo, con una carga aplicada en dirección perpendicular. Aun así se tienen que distinguir dos tipos de elementos: los cojinetes de deslizamiento y los que contienen elementos rodantes (baleros, rodamientos). En los primeros existen sistemas con y sin lubricación. La lubricación limita la fricción mediante una capa de líquido de baja viscosidad presurizado. En su ausencia, únicamente la selección adecuada de los materiales de las superficies en contacto puede limitar los efectos de fricción y desgaste. Para elementos rodantes, el control del desgaste es fundamentalmente diferente. En éstos el componente tangente de la velocidad relativa entre la pista y el elemento es igual a cero en el caso idóneo. No obstante, debido al hecho de que la velocidad angular relativa entre eje y cojinete es constante, tanto en la pista interior como en la exterior debe existir un componente tangencial limitado de velocidad relativa, justificando una lubricación mínima. Las geometrías simplificadas de los dos mecanismos mencionados se indican en las figuras 2 y 3. El cálculo de las cargas, esfuerzos y los detalles geoméricos de estos elementos no forma parte de la presente introducción. Sin embargo, para ilustrar las diferencias para la selección de materiales causados por el diseño de ambos sistemas, se pueden analizar las imágenes 4 a 6. En éstas se indica la diferencia del área de contacto y de la presión entre el elemento rotatorio y la pista (aleación tribológica).

En vista de las evidentes diferencias en construcción y en condiciones de operación, se justifica un análisis de la selección óptima de componentes para limitar la fricción entre partes rotatorias. Existen varias normas al respecto, las cuales han sido resumidas en forma de gráficas. Se puede referir al trabajo de Neale [13] para ejemplos concretos de éstas. Se concluye que los cojinetes sin lubricación son útiles a bajas velocidades, donde resisten cargas parecidas a los rodamientos. Al aumentar la velocidad incrementa el calor generado

por fricción, disminuyendo la resistencia mecánica del componente. Por lo tanto, estos elementos siempre son inferiores a cojinetes de deslizamiento o rodamientos y su selección se justifica por razones económicas en aplicaciones con demandas ligeras. Para sistemas que confían en elementos rodantes, se encuentra que el límite máximo para la velocidad se determina por las fuerzas centrífugas, las cuales se suman a las cargas exteriores. Esto significa que los límites de velocidad disminuirán conforme aumenta el diámetro de la pieza. Tal límite no existe en cojinetes de deslizamiento, donde se obtiene que la máxima velocidad se defina por el límite de reventamiento del eje. Para cojinetes hidrodinámicos, el límite de uso se ubica en la región de bajas revoluciones, ya que en esta situación la película lubricante no es eficiente para transferir la carga.

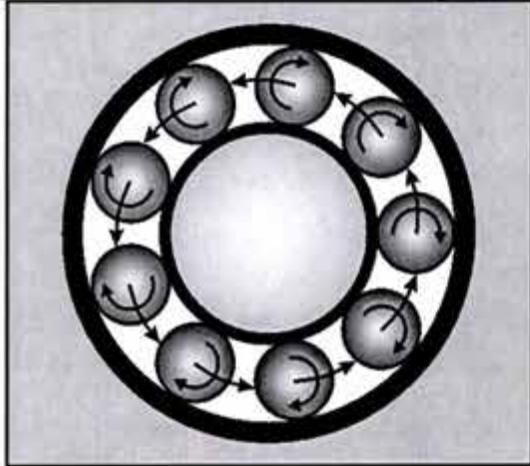


Figura 2. Esquema simplificado de un rodamiento. La fuerza entre el eje y la pista exterior se transmite a través de elementos cilíndricos, cónicos o esféricos. La fricción se elimina por la ausencia de un movimiento tangencial significativo entre los elementos del cojinete.

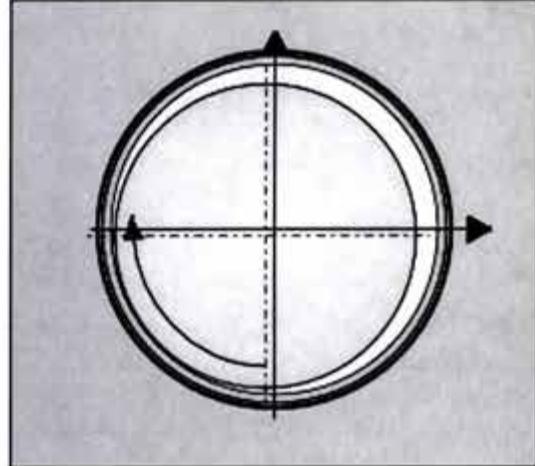


Figura 3. Esquema simplificado del modo de operación de un cojinete de deslizamiento. La fuerza entre el eje y el cojinete se equilibra por una película lubricante que opera bajo los principios de la hidrodinámica. La fricción se limita por medio del lubricante



Figura 4. Comparación de las presiones de contacto sobre la pista del cojinete para dos casos comparables. El rodamiento (tomado del ejemplo 2.1 en [14]) consiste de 9 bolas de acero con un radio de 12.7mm. La pista interior tiene

un diámetro de 52.291 mm, la exterior mide 77.706 mm, ambas con una ranura de 6.6 mm. La fuerza radial es igual a 9.8 kN. Las presiones representadas son las presiones de contacto de Hertz, calculado con base en el formulario de ref. [15]. El cojinete de deslizamiento fue calculado según el método de Ockvirk [16], como elaborado en [9] y [11] aplicando condiciones de frontera de tipo "medio Sommerfeld". El cojinete tiene diámetro de 77.706 mm, ancho de 20 mm y claro de 0.05 mm. La velocidad es igual a 3000 rpm. Como lubricante se consideró un aceite SAE10 a 145°C.



Figura 5. Detalle de la Figura 4, indicando el área de contacto limitada en un rodamiento, generando esfuerzos elevados en la zona de contacto.



Figura 6. Detalle de la Figura 4, permitiendo el análisis del perfil de presión en un cojinete de deslizamiento.

Los límites absolutos de velocidades y fuerzas no son los únicos aspectos a considerar en la selección de un tipo de cojinete. La operación a diferentes condiciones de presión y temperatura puede generar problemas inesperados. Por ejemplo, el cojinete hidrodinámico no puede operar bajo condiciones de vacío. Vibraciones y cargas variables forman una consideración importante en rodamientos, pero no son insuperables. Cojinetes de deslizamiento funcionan excelentemente en estas situaciones, ya que la película lubricante funciona como un amortiguador natural. Los baleros tienen una capacidad para resistir fuerzas axiales, pero para altos niveles de éstas es necesario cambiar a elementos cónicos. En otros tipos de cojinetes, se tiene que cambiar la geometría de las piezas. Los requerimientos de espacio para rodamientos y cojinetes de deslizamiento son diferentes. El primero puede ocupar un espacio radial del mismo tamaño del eje sobre el cual está montado. Un cojinete de deslizamiento, independiente del radio del eje, no mide más que unos milímetros, pero su ancho puede ser mucho mayor que un elemento equivalente con balas. Aparte de estos factores, consideraciones con respecto a la lubricación, la contaminación y la degradación del aceite son importantes.

Referente a costos, se encuentra en la mayoría de los libros que tratan el tema que los cojinetes de deslizamiento son caros. Esto es cierto, siempre y cuando se trate de piezas diseñadas *ex profeso* para instalaciones como turbinas de gas o motores marinos de tamaños extremos. Los sencillos bujes para un motor de combustión interna, de los cuales se producen 10^9 piezas al año [8], se benefician tanto de su sencillez en diseño como de su producción en serie para reducir el precio. Los rodamientos, teniendo una mucha mayor complejidad, mantienen un costo competitivo debido a una avanzada estandarización, la cual permite la producción de series grandes. La discusión presentada explica el uso de estos elementos en el mercado automotriz, el cual es el mayor cliente para los cojinetes de deslizamiento. Dentro del motor, se encuentran estos últimos por dos razones fundamentales. Por un lado, las velocidades son altas, lo que favorece este elemento. Por el otro, la carga es altamente variable, lo que causaría un diseño relativamente pesado para rodamientos. Para la caja de velocidades, la situación es opuesta. Aquí, debido a la reducción de velocidad, se eligen rodamientos. Estas reglas están fuertemente establecidas, aunque en ciertas ocasiones se llega a ver planteamientos para el uso de uno en ámbitos antes reservados para el otro.

Por lo anterior, se puede concluir que los cojinetes de deslizamiento y los rodamientos ocupan espacios tecnológicos diferentes. Más para un trabajo que se enfoca hacia el desarrollo de aleaciones resistentes al desgaste, queda claro que ambos representan áreas de investigación separadas. Si bien sería interesante hacer una comparación completa de las posibles coincidencias entre los dos, se limitará esta tesis a un análisis de las aleaciones tribológicas blandas, correspondiente al área de cojinetes de deslizamiento.

1.2. Requerimientos históricos para materiales tribológicos blandos.

Un material tribológico es aquel que cumple con los objetivos de la tribología, es decir, un material que disminuye la fricción y el desgaste. Para un rodamiento, donde el movimiento relativo es rotación y no deslizamiento, se encuentra que la dureza y la resistencia a la fatiga son los factores importantes, esto para resistir a las presiones indicadas en la Figura 4. Para cojinetes de deslizamiento, donde las dos caras están separadas por una película de lubricante, en teoría se podría utilizar cualquier material. Esta teoría sería correcta si los cojinetes y sus aplicaciones fuesen perfectos. En la realidad, la imperfección de operación es un hecho inevitable y la selección de un material adecuado exige un ejercicio de equilibrio para combinar varias propiedades dentro de una sola aleación, esto para cumplir con criterios que por lo general están formulados en forma cualitativa y que en muchas ocasiones parecen ser contradictorios. Dichos criterios, establecidos a través de la historia de la ingeniería mecánica, llevan a su vez al uso de un número muy limitado de aleaciones.

Un estudio más extenso con respecto a la relativa importancia de diferentes mecanismos de desgaste se elaborará en el capítulo "antecedentes" de la presente tesis. Adelantándose a los resultados de esta revisión, se puede ver de manera intuitiva que la dureza de un material será un factor importante para la resistencia contra el desgaste. Analizando los resultados presentados en la Figura 4, se concluye que, aún si la presión de contacto en un cojinete de deslizamiento es muy inferior a la que se encuentra en un rodamiento, se necesita una resistencia mínima para soportar ésta. Por el otro lado, se tiene que tomar en cuenta que un material con una dureza excesiva puede causar daño en la contracara del sistema.

Para evitar daños inaceptables, se aplican combinaciones de dos materiales. En estas combinaciones, las cuales se pueden denominar por el término general de "tribopar", se utilizará el material más blando para el componente cuyo valor sea menor. De tal manera, se limitan las pérdidas económicas cuando ocurra un desgaste excesivo. En máquinas rotatorias y motores de combustión interna, el cojinete siempre es la parte más barata y su diseño permite una sustitución relativamente fácil. Su dureza (HV o HB, expresada en unidades de Mpa) tiene que ser mayor a la presión de contacto transmitida por el lubricante e inferior a un tercio de la dureza de la contracara, es decir, el eje o el cigüeñal.

Esta primera consideración sería la única si la operación de un mecanismo pudiese ser perfecta. En la realidad se observa que cada producto tiene tolerancias y éstas pueden causar un desalineamiento entre el cojinete y el eje. Además, no se puede excluir la rugosidad o la presencia de algunas partículas ajenas dentro del sistema. La propiedad que permite que el cojinete se adapte a estas circunstancias se llama conformabilidad. En la literatura general al respecto se interpreta "conformabilidad" como "blando" [17-19], por lo que muchas aleaciones para cojinetes se producen en el rango inferior de la dureza permisible. Este segundo criterio está en aparente contradicción con el primero.

Si se considera que los cojinetes en motores de combustión interna están sometidos a cargas variables, se tiene que tomar en cuenta también su resistencia a la fatiga. Esta condición entra en un conflicto más severo con la conformabilidad ya que el daño por fatiga ocurre a niveles muy por debajo del límite de cedencia del material. Si bien se considera que el crecimiento de grietas por fatiga será más lento en materiales más deformables, también se sabe que los niveles de esfuerzos a los cuales se puede esperar un daño significativo se relacionan de manera directa con la resistencia del material.

Los tres primeros criterios mencionados se relacionan de manera unívoca con las propiedades mecánicas del material. Un cuarto, denominado incrustabilidad, se relaciona con la capacidad del material de atrapar partículas ajenas e incrustarlas en su matriz. Las partículas contaminantes pueden generarse por desgaste de otras partes del motor o pueden provenir del medio ambiente en forma de polvo. Una filtración adecuada de aceite elimina una gran proporción de éstas, pero no se puede evitar que cierta fracción contamine el sistema. Para evitar daños por acción abrasiva, se prefiere un material blando para el cojinete, el cual podrá atrapar las partículas sin problema.

Esto no es el único factor dañino del medio ambiente. La corrosión juega un papel importante en la degradación de las aleaciones estudiadas. Las fuentes principales de productos corrosivos son los aditivos para modificar las propiedades del lubricante así como los productos de degradación que se forman durante la operación del motor. Compuestos que contienen cloro o azufre se consideran como especialmente agresivos. Contaminación por agua es un factor que aumenta la corrosión de manera importante, ya que permite la acumulación de soluciones electrolíticas dentro del sistema. En ciertas ocasiones, cuando se utilizan combustibles de alto contenido de azufre, se puede ver que también los gases de combustión generan una corrosión acelerada. Los problemas se limitan de manera importante al usar inhibidores de corrosión en el lubricante, así como por un cambio de aceite en intervalos regulares. Sin embargo, es recomendable que la aleación tenga alta resistencia a la corrosión, ya que no siempre se puede garantizar un mantenimiento adecuado.

También las propiedades térmicas de las aleaciones juegan su papel en la determinación de la calidad de un cojinete. Por un lado, la resistencia de un metal disminuye con la temperatura. Con excepción de algunos compuestos intermetálicos, la relación entre la temperatura de uso y la temperatura de fusión de la aleación (denominado temperatura homóloga, $T_h = T/T_f$) da una buena indicación de la pérdida de resistencia que se puede esperar. Un nivel de T_h igual a 0.3 se considera como un límite por arriba del cual un material pierde gran parte de su resistencia y donde los mecanismos de falla que son activos a bajas temperaturas se puede sustituir por mecanismos donde la difusión y/o el deslizamiento entrecruzado de las dislocaciones empiezan a jugar papeles importantes [20-21].

Para evitar el calentamiento del cojinete por la fricción en el lubricante se confía principalmente en este último para evacuar el calor generado. A pesar de esto, no cabe duda que también la conducción térmica en el metal tiene su importancia. Además, esta propiedad, al disminuir los gradientes de temperatura, ayuda a limitar los esfuerzos térmicos. Un coeficiente de expansión térmica bajo sirve el mismo fin y evita que las tolerancias para la producción de un cojinete se afecten por la expansión diferencial de los componentes.

Finalmente, los dos materiales que están en contacto en un sistema tribológico tienen que ser compatibles. Esta compatibilidad se basa en conceptos de la metalúrgica física. Originalmente la compatibilidad se definió con base en ensayos de fricción y desgaste en los cuales se investigó el comportamiento de numerosos tribopares. Se encontró que tanto el desgaste como la fricción se incrementan de manera importante si los dos metales son iguales. Otros tribopares mostraron comportamientos donde la velocidad de desgaste varió con un factor mayor que 10. Rabinowicz [22] interpretó estos datos en función del diagrama binario de fases de los pares involucrados, indicando la relación entre una alta solubilidad sólida y el desgaste acelerado.

Un análisis detallado de todos estos fenómenos se presentará posteriormente. Por el momento, basta concluir que se tiene que hablar tribopares en vez de materiales tribológicos. En vista de que la mayoría de los ejes en motores y maquinaria se producen de acero o hierro nodular, el segundo material del par deberá ser compatible con el hierro.

1.3. Aleaciones clásicas

Los materiales tribológicos blandos tienen una historia relativamente larga dentro del ámbito industrial. Isaac Babbit pidió la patente para las aleaciones estaño-plomo que llevan su nombre en el año 1839 [11]. Los babbits se basan en el sistema binario plomo-estaño, el cual forma un eutéctico simple y que tiene una solubilidad sólida limitada de ambos elementos en el otro. Los babbits se enfocan en los aspectos de conformabilidad, incrustabilidad y compatibilidad. La resistencia contra la corrosión depende de la composición específica, ya que las aleaciones con alto contenido de estaño muestran una excelente resistencia contra la corrosión, comparadas con las que son ricas en plomo, cuyo comportamiento es aceptable. La desventaja de los babbits es su muy limitada resistencia mecánica y su sensibilidad a la fatiga. La gran variedad de babbits que se han desarrollado durante el siglo pasado y sus procesos de producción se discutirán brevemente en el punto 3.2.1.

Para superar las desventajas de los babbits sin sacrificar la presencia de una fase blanda de bajo punto de fusión, se desarrollaron las aleaciones cobre-plomo. La resistencia mecánica del cobre es excelente comparada con la de los babbits. Su mayor punto de fusión previene la pérdida de propiedades mecánicas bajo condiciones severas de operación. El diagrama de fase binario que corresponde a estas aleaciones es monotéctico y los dos elementos son insolubles en el estado sólido. En estado líquido, se forman dos fases no mezclables, generando considerables problemas para el procesamiento, debido a la segregación gravimétrica. Estos inconvenientes se superan por medio de un proceso de metalurgia de polvos. La compatibilidad entre cobre y acero es pobre si se les compara con los babbits. La resistencia a la corrosión de las aleaciones cobre-plomo es baja, especialmente si el medio ambiente está contaminado por azufre. Para superar estos inconvenientes, se aplica un recubrimiento electrolítico de babbit en la superficie de las piezas. Esto explica el nombre de cojinete trimetalico: La aleación cobre-plomo se sinteriza sobre un respaldo de acero y sobre el cobre-plomo se aplica el babbit, generando un compuesto metálico consistiendo de tres capas. La producción de tales piezas es costosa comparado con procesos más convencionales pero el resultado obtenido permite el uso de los cojinetes trimetalicos en situaciones mucho más severas de las que permisibles para otros compuestos.

Una tercera solución común para combinar las propiedades antes descritas se presenta en los cojinetes bimetálicos. Estos consisten del respaldo de acero, cubierto por una capa de aleación aluminio-estaño, por lo general con adiciones de cobre y silicio. Esta última se prepara en un proceso clásico de lingoteo seguido por laminado y tratamiento térmico. La compatibilidad entre acero y aluminio, medido en términos clásicos, es mala. Según la teoría clásica, el estaño cumple con la función de lubricante en casos donde se tiende a generar un daño acelerado. El aluminio-estaño tiene una excelente resistencia a la corrosión. Esto permite operarlo sin recubrimiento, reduciendo de manera importante el costo de producción. La resistencia mecánica es inferior a las aleaciones cobre-plomo. Su susceptibilidad a la generación de daño por fatiga es mayor, pero depende de manera importante de los detalles de su producción, ya que pequeñas diferencias en microestructura pueden causar cambios significativos en la resistencia a la fatiga del aluminio y sus aleaciones.

Por lo general, los babbitts encuentran una muy limitada aplicación en los cojinetes para motores de combustión interna, debido a las altas cargas cíclicas involucradas. En los cojinetes trimetálicos, el recubrimiento de babbitt aumenta de manera significativa la incrustabilidad. Los bimetálicos no tienen esta ventaja. La incrustabilidad es más importante en aquellas circunstancias donde no se puede garantizar el ensamble limpio del motor, por lo que el mercado de repuesto está dominado por los trimetálicos. Estos también son la primera opción para motores pesados en el mercado de transportes de carga y dieseles marinos (en este último se encuentran todavía babbitts clásicos). Su mayor resistencia mecánica es la primera razón para esta selección. Los cojinetes bimetálicos predominan en el mercado de motores ligeros y los clientes son las empresas constructoras de vehículos privados. Su menor costo permite un margen de ganancia superior al cojinete trimetálico, por lo que existe el interés de producir estas aleaciones en México.

1.4. Necesidad de innovación

La necesidad de innovación en cualquier área de la tecnología es un hecho generalmente aceptado. A pesar de esto, se observa una evolución casi nula en el área de materiales para cojinetes y esta situación ha persistido durante los últimos cuarenta años. Para los productores, esto representa una situación cómoda, ya que se pueden concentrar en la eficiencia de sus plantas y la calidad dimensional de sus productos sin tener que invertir en el desarrollo de nuevos materiales. La única excepción es cuando un productor quiere añadir una aleación adicional (pero existente) a su gama de productos, ya que los métodos de producción por lo general son secretos empresariales y la información en la literatura abierta está extremadamente limitada. Este caso se refleja como parte de la motivación para la presente tesis, ya que la empresa que patrocinó parte del trabajo consideró la necesidad de ampliar su gama de productos hacia las aleaciones aluminio-estaño, mientras que anteriormente únicamente se produjeron los diferentes variantes del cobre-plomo (véase también [23]).

Un argumento más correcto es el hecho de que todos los materiales utilizados en la industria automotriz han conocido evoluciones continuas y revoluciones repetidas durante los últimos 50 años. En las carrocerías se ha observado la evolución de aceros de bajo carbono hacia aceros de ultra-bajo carbono y aceros libres de intersticiales. Esto ha permitido la disminución de la chapa desde 1.5mm en los años cincuenta hasta 0.7mm en la actualidad. A la vez, esta evolución superó varios problemas en la planta de estampado,

resultando en una mayor libertad en el diseño de las piezas, la cual se refleja en el aspecto estético y aerodinámico del automóvil moderno. Con respecto a los materiales para motores, se ha visto una evolución de acero y hierro hacia aleaciones de aluminio, primero para los pistones, después para el monobloque. En la actualidad, estos últimos esperan una sustitución gradual por el magnesio. La cantidad de ejemplos parecidos es aproximadamente igual a la cantidad de materiales utilizados en el automóvil. Una regla general es que los componentes que no evolucionan han desaparecido y esto debería de ser una preocupación suficiente para el productor de cojinetes. La principal razón para exigir nuevos materiales tribológicos es la misma que impulsó la innovación en otras áreas: reducción del consumo de energía. Para carrocerías y motor, la disminución del peso se refleja en un ahorro directo de la masa que se tiene que acelerar y frenar durante el manejo. Para las partes rotativas del motor, esta aceleración tiene un componente tanto lineal como rotativo, resultando en un ahorro mucho más importante que el que se puede obtener a través de la disminución del peso de los componentes estacionarios. La inercia de las partes reciprocantes y rotativas a su vez afecta en las fuerzas dinámicas impuestas sobre los componentes. Una disminución de éstas permite una reducción dimensional del sistema.

Los cojinetes aparentemente no entran en esta ecuación. Su peso es despreciable comparado con el peso de las bielas y el cigüeñal. No obstante, sufren las consecuencias de los cambios efectuados en el diseño del motor. Los motores compactos, por su menor peso, permiten ahorros de energía considerables. Esto resulta en una mayor flexibilidad del sistema, imponiendo exigencias más severas en todos los materiales usados, principalmente en el ámbito de resistencia mecánica y resistencia a la fatiga. La obtención de altas potencias específicas se lleva a cabo a través de un aumento de la presión de combustión tanto en máquinas diesel como de gasolina con inyección directa. El aumento de las revoluciones es otra medida que permite aumentar la potencia a un volumen de cilindro constante. Estas medidas aumentan la presión sobre el cojinete, a través de las fuerzas directas e inerciales respectivamente. Por lo tanto, aún si no se contempla un rediseño del cojinete, la evolución observada en la construcción de motores de combustión interna indica que la resistencia de las aleaciones tribológicas blandas tendrá que aumentar.

Aún si se consideran los argumentos anteriores como suficientes para justificar una investigación intensificada en el ámbito, existe una influencia más directa de los cojinetes a través de la energía disipada por fricción. Para ejemplificar este hecho, se ejecutaron unos cálculos sencillos en el marco del presente trabajo. Considerando el modelo sencillo de un cojinete de ancho limitado con condiciones de frontera "medio Sommerfeld", se puede investigar el efecto que tienen las dimensiones de la pieza sobre el consumo de energía en el motor (el modelo se describe en un capítulo posterior). Por lo general, estos efectos se describen como el consumo de energía en función de la velocidad angular, de la viscosidad del aceite y las dimensiones del cojinete. Estas gráficas son importantes para el ingeniero mecánico pero no ejemplifican el efecto que tiene un cambio de diseño sobre los materiales del cojinete. Para tal efecto, se generó la Figura 7 que grafica la pérdida de potencia en función de la presión máxima sobre la superficie del cojinete. Esta relación no es única, sino depende de las dimensiones, por lo que se indican dos familias de curvas, calculadas para diámetro constante y ancho constante respectivamente.

La validez de los cálculos utilizados para la obtención de la Figura 7 se discutirá en el capítulo correspondiente. Se concluirá que el método no es muy preciso, aún si fue aquél

que se utilizó durante cuarenta años en el diseño de motores de combustión interna. Un primer requisito para obtener valores correctos para la presión es la consideración de la elasticidad de las partes involucradas. Okamoto et al. [24] efectuaron tal análisis con el objetivo de determinar el efecto de las dimensiones y la rigidez de la biela sobre la eficiencia de un cojinete. Estos investigadores incluyen una figura muy parecida a la presente, con la diferencia que consideraron el efecto de la presión de combustión y utilizaron la presión específica (fuerza dividida por el área proyectada del cojinete) en vez de la presión máxima, reflejando un interés más hacia la eficiencia del motor y menos hacia la sollicitación a los materiales. El principal inconveniente reportado es que la rigidez del sistema es inherentemente asociada con las dimensiones del cojinete, lo que dificultó la interpretación de los resultados. Esto no es el caso en el presente cálculo. Por lo tanto, se puede considerar que los efectos indicados en la Figura 7 dan una impresión cualitativa de la relación entre las pérdidas de energía en el cojinete y las condiciones a las cuales están expuestas las aleaciones utilizadas.

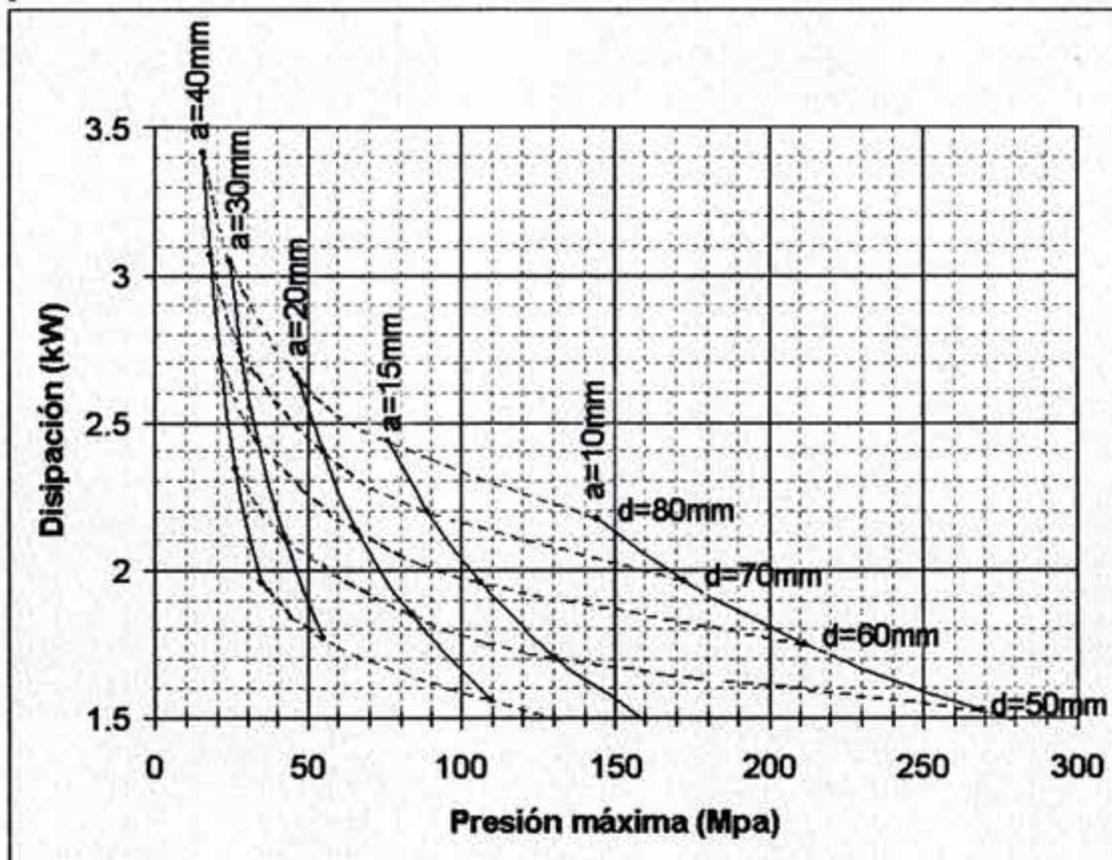


Figura 7. Cálculo de la energía disipada y la presión máxima para varias combinaciones del diámetro (d) y el ancho (a). La fuerza radial sobre el eje es igual a 7.5 kN. El cojinete de deslizamiento fue calculado según el método de Ockvirk [16], elaborado en [9] y [11] con condiciones de frontera de tipo "medio Sommerfeld". El claro diametral es igual a 0.05 mm. La velocidad es 3000 rpm. El lubricante es un aceite SAE10 a 145°C.

Los resultados de la figura indican que las pérdidas en un sólo cojinete son importantes comparado con la potencia total de un motor. Las pérdidas son las que se pueden esperar para la presión máxima en un ciclo de combustión. Las pérdidas promedias sobre un ciclo

entero (720°) son aproximadamente igual a la mitad de las presentadas. Esto de todas maneras representa una pérdida de 10 kW para un motor de cuatro cilindros, o el diez por ciento de la potencia total. Para la ciudad de México, con tres millones de automóviles que circulan un promedio de cuatro horas al día, se habla de 120 MWhoras al día. La gráfica indica que para disminuir las pérdidas en cojinetes, es más interesante reducir el diámetro que el ancho, ya que este último parámetro tiene un efecto muy severo sobre las presiones y un efecto limitado con respecto a las pérdidas. Se puede observar que un aumento del ancho junto con una disminución del diámetro permitirá limitar pérdidas sin la necesidad de mejorar los materiales. Sin embargo, esto llevará a una construcción menos compacta del motor, lo que no es deseable. Asimismo, se puede argumentar que la disminución del diámetro está limitada por la resistencia del cigüeñal, el cual no se puede reducir indeterminadamente. La conclusión del análisis es que la reducción de pérdidas en los cojinetes de un motor de combustión interna exige el desarrollo de materiales más resistentes, tanto para la producción de los ejes como para los componentes tribológicos.

1.5. Organización del trabajo

Después de una breve introducción, la cual indica la importancia de la investigación y el desarrollo en el área de los cojinetes de deslizamiento, se presentará un resumen relativamente extenso de los antecedentes para la presente investigación. Éstos representan una revisión del área de las ciencias de la ingeniería llamada "tribología". Al tratarse de un área multidisciplinaria, se intentó presentar una revisión que permita ubicar el tema de la presente investigación para un público cuyas áreas de interés pueden incluir una o varias de las disciplinas de la tribología, pero no todas.

La información disponible fue resumida en función de la experiencia obtenida en el trabajo de investigación; este resumen refleja una interpretación personal del autor más que una reproducción exacta de la bibliografía. El estudio de la lubricación termo-elastohidrodinámica y de los últimos avances de la mecánica de contacto se apega más a lo recabado en las fuentes bibliográficas, ya que estos aspectos se basan en métodos matemáticos relativamente avanzados. La elaboración a fondo de estas teorías no formó parte de esta tesis. Esto se debe al hecho de que el trabajo fue parcialmente financiada por una empresa del área, la cual requiere de criterios concretos para la optimización y el desarrollo de los materiales tribológicos blandos y menos de métodos avanzados de cálculo que, al momento de escribir este texto, pertenecen al ámbito teórico.

En el tercer capítulo se presenta una caracterización detallada de los diferentes materiales disponibles para la producción de cojinetes de deslizamiento. Esta información fue obtenida únicamente gracias a la colaboración con la industria y representa un análisis mucho más extenso de lo que se encuentra de manera fragmentada y somera en la literatura técnica y científica. Las técnicas analíticas propuestas, si bien no fueron elaboradas por el autor, no han sido aplicadas en el área de aleaciones tribológicas blandas. Esta falta de metodología para la caracterización del material, combinada con el uso de criterios cualitativos y contradictorios para definir las propiedades óptimas de las aleaciones resulta en una gran dispersión de las características microestructurales en los productos comerciales correspondientes.

Por lo anterior, en el cuarto capítulo se analiza el daño ocurrido en cojinetes comerciales para definir los mecanismos exactos que causan el desgaste, con el objetivo de determinar

los parámetros metalúrgicos que sean críticos para lograr un mejor desempeño. El estudio de casos de falla, ejecutado en estrecha colaboración con la industria, permite determinar el comportamiento de los productos en situaciones reales. Estos análisis se complementaron con los resultados de una serie de ensayos de laboratorio. La información obtenida permite definir los micromecanismos de daño en cojinetes bajo un amplio rango de condiciones. Gran parte de los conocimientos presentados en el capítulo 2 se aplican en la interpretación de dichos mecanismos. Se presentan algunos análisis termodinámicos relativamente sencillos así como un modelo mecánico simplificado, indicando áreas de interés para futuras investigaciones. Se reconoce que la necesidad de llegar a conclusiones concretas, aplicables en el desarrollo de nuevos materiales, ha impuesto ciertas limitaciones con respecto a la elaboración a fondo de estas áreas teóricas sumamente interesantes.

El capítulo 5 pretende resumir toda la información obtenida y la compara con la información disponible en la literatura abierta. El análisis permitirá sustituir gran parte del conocimiento empírico manejado por autores anteriores por una serie de conceptos basados en observaciones experimentales y teorías metalúrgicas respaldadas de manera científica. Esto permitirá formular las conclusiones presentadas al final de esta tesis, las cuales se aplicarán en los futuros trabajos de investigación y desarrollo del autor y el grupo de trabajo al cual pertenece.

2. Antecedentes

2.1. Conceptos básicos de la lubricación.

2.1.1. General

Lubricación, en su sentido general, es la aplicación de un medio (gas, líquido o sólido) en alguna zona donde se espera fricción y desgaste. El lubricante tiene el objetivo de disminuir la severidad de estos fenómenos a través de la separación de las superficies en movimiento para evitar el contacto y disminuir el esfuerzo cortante entre los dos. Desde el punto de vista tecnológico, la lubricación no sólo involucra los fenómenos que ocurren dentro de esta zona limitada de contacto, sino todo el sistema de alimentación, recirculación y presurización de los lubricantes, así como las características químicas, mecánicas y térmicas de los lubricantes. Estos efectos son de menor importancia para esta tesis, ya que por lo general su relación con los materiales tribológicos es limitado. Por el otro lado, el lubricante transmite las fuerzas que actúan sobre la flecha hacia el cojinete, por lo que la distribución de presiones causadas en él determina en los esfuerzos a los cuales el material tribológico está expuesto. La determinación de dichas presiones es el área más investigada de la tribología. Si bien no es el objetivo de la presente tesis aportar nuevos conceptos al respecto, se considera necesario un resumen de las técnicas aplicadas y de sus principales resultados. Se utilizará el álgebra tensorial para facilitar la elaboración de fórmulas. La mayor parte de los conceptos son de uso relativamente general, por lo que se puede referir a libros de texto estándares para mayor detalle [25-27].

2.1.2. Ecuaciones generales

La lubricación se describe en detalle por la mecánica de fluidos. Las ecuaciones generales correspondientes son la de conservación de masa, energía e impulso (ecuaciones (1), (2) y (3) respectivamente).

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \nabla \cdot (\rho \mathbf{u}) = 0 \quad (1)$$

$$\rho \left[\frac{d\mathbf{u}}{dt} + (\mathbf{u} \cdot \nabla) \mathbf{u} \right] = \mathbf{F}_c - \nabla p + \nabla \cdot \boldsymbol{\sigma}^d \quad (\text{Ecuación de Navier-Stokes}) \quad (2)$$

$$\rho \left[\frac{dH}{dt} + (\mathbf{u} \cdot \nabla) H \right] = \nabla \cdot (\mathbf{k} \cdot \nabla T) + \nabla \cdot \left[\frac{dp}{dt} + (\mathbf{u} \cdot \nabla) p \right] + \boldsymbol{\sigma}^d : (\nabla \mathbf{u}) \quad (3)$$

Para mantener la uniformidad de notación, se utiliza \mathbf{u} para el vector de desplazamiento (en la mecánica de fluidos se suele indicar con este símbolo la velocidad de desplazamiento, la que se da por $\dot{\mathbf{u}}$ en el presente trabajo). Ecuaciones (1) y (3) representan igualdades de valores escalares. La ecuación (2) representa igualdad de vectores, donde \mathbf{F}_c representa el vector de las fuerzas de cuerpo. ρ es la densidad del medio, H es la entalpía por unidad de volumen, \mathbf{k} es el tensor de coeficientes de transferencia de calor y T es la temperatura. ρ , H y T son campos escalares que dependen tanto de la coordenada \mathbf{x} como del tiempo. \mathbf{k} , en su sentido más general, es un campo tensorial simétrico, dependiente de \mathbf{x} y t , el cual representa la conductividad térmica de un medio anisotrópico. Para materiales de simetría cúbica y medios isotrópicos, la expresión $\mathbf{k}(\mathbf{x}, t) \cdot \nabla T(\mathbf{x}, t)$ se reduce a $k(\mathbf{x}, t) \nabla T(\mathbf{x}, t)$.

El sentido físico de (1) es sencillo, ya que expresa que la cantidad de materia que sale de (entra a) un volumen fijo es igual al cambio de densidad en este volumen. La ecuación (2) es la representación de la segunda ley de Newton, $\mathbf{F} = m\mathbf{a}$. El primer término a la izquierda representa la aceleración pura del elemento, mientras que el segundo da el cambio de impulso conforme un volumen elemental se traslada en el campo de velocidades. En el lado derecho, se encuentran las fuerzas de cuerpo, las fuerzas causadas por el gradiente de presión hidrostática y las fuerzas generadas por el gradiente de los esfuerzos deviatoricos, en este orden ($\sigma^d = \sigma + p\mathbf{I}$; $p = -\text{tr}[\sigma]/3$). La tercera ecuación representa la primera ley de la termodinámica. El primer término el lado derecho representa el cambio de entalpía dentro del volumen elemental, por ejemplo por cambio de temperatura, transformación de fases o reacción química, mientras que el segundo indica el cambio de entalpía cuando el volumen elemental se traslade a través del campo $H(\mathbf{x}, T)$. El primer término en el lado derecho representa la transferencia de calor. El segundo término representa el trabajo generado por la expansión (compresión) del medio de trabajo y el último término es el trabajo generado (absorbido) por la distorsión del volumen. En el caso de deformaciones elásticas y algunas transformaciones martensíticas [28,29], el término es reversible ya que la energía involucrada se almacena en forma de energía elástica o química respectivamente. En el caso de flujos viscosos o materiales plásticos [30,31], este término es disipativo, es decir, el trabajo se transforma en calor. En estos casos, representa la energía disipada por la fricción interna del medio.

Las expresiones anteriores son tan generales que su uso práctico es limitado. Los "análisis clásicos" de la lubricación se caracterizan por las simplificaciones de las tres ecuaciones generales hasta hacerse posible una solución por métodos analíticos. Por lo tanto, los "métodos avanzados" serán aquellos en los cuales se eliminan una o más hipótesis de simplificación, confiando en técnicas numéricas avanzadas para la solución de las ecuaciones. El alcance y la relevancia de la segunda clase de soluciones dependerán de la evolución de las técnicas numéricas y de la potencia computacional que se tiene a disposición en cada momento. La simplificación de las ecuaciones anteriores se lleva a cabo por dos vías diferentes. La primera consiste en considerar las propiedades del fluido y simplificar la descripción de su comportamiento. Para cojinetes lubricados por gas, esta simplificación consiste en considerar un gas ideal, para cojinetes lubricados por películas de líquido, se considerará el fluido newtoniano, con la restricción de que el único cambio de entalpía que pueda ocurrir se llevará a cabo a través de un cambio de temperatura. La definición de un fluido Newtoniano dicta que los esfuerzos cortantes son proporcionales a la velocidad de deslizamiento:

$$\tau = \mu \dot{\gamma}$$

En una descripción tensorial, esta relación se generaliza como:

$$\sigma = 2\mu \dot{\epsilon}$$

El factor 2 se deriva del hecho de que se considera $\dot{\epsilon} = \text{sim}[\nabla \mathbf{u}]$ y no $\dot{\gamma} = 2\text{sim}[\nabla \mathbf{u}]$, como se acostumbraba en la mecánica de fluidos. Para evitar errores en la elaboración numérica de cualquier ejemplo, se mantendrá el factor 2 en las ecuaciones (en vez de definir algún valor $\mu^* = 2\mu$). Es interesante recordar que $\epsilon = \dot{\epsilon}^d$, ya que el fluido es incompresible ($\epsilon^d = \epsilon - \mathbf{I} \text{tr}[\epsilon]/3$). μ podría considerarse como un tensor de cuarto orden, pero la

existencia de fluidos anisotrópicos no se ha considerado en la tribología (hasta la fecha). La restricción impuesta a los cambios de entalpía permite utilizar la relación:

$$dH=C_p dT$$

donde C_p representa el calor específico bajo presión constante.

Lo anterior permite escribir las ecuaciones (1) a (3) como:

$$\nabla \cdot \mathbf{u} = 0 \quad (4)$$

$$\rho \left[\frac{d\mathbf{u}}{dt} + (\mathbf{u} \cdot \nabla) \mathbf{u} \right] = \mathbf{F}_c - \nabla p + 2\mu \nabla^2 \mathbf{u} \quad (5)$$

$$\rho C_p \left[\frac{dT}{dt} + (\mathbf{u} \cdot \nabla) T \right] = \nabla \cdot (k \nabla T) + 2\mu \dot{\epsilon}^2 \quad (6)$$

Básicamente, las hipótesis de un fluido newtoniano eliminan las variables H y σ^d de las ecuaciones y simplifican la condición de conservación de energía ya que no existirá trabajo por compresión del fluido (segundo término en el lado derecho de (3)).

Una segunda serie de simplificaciones involucra el análisis adimensional de los variables en combinado con un análisis crítico de los órdenes de magnitud de cada componente. Este trabajo es más laborioso que el anterior y las formas adimensionales de las ecuaciones (4) a (6) se aplican con poca frecuencia en el estudio de la lubricación. Se refiere al libro de Khonsari y Booser [11] para una elaboración a detalle.

2.1.3. Ecuación de Reynolds

Las soluciones de los problemas de lubricación de película delgada se basan en la ecuación de Reynolds [30] (como citado en Refs. [8,9,11,12]). La ecuación se obtiene a través del análisis de orden de magnitud de las ecuaciones (1) y (2) con aproximaciones que son aceptables para el caso. Esto implica que el fluido se considera como newtoniano, pero no necesariamente incompresible. Las fuerzas de cuerpo son despreciables y el flujo se considera como laminar. Una ecuación correspondiente se puede elaborar para flujos turbulentos, por ejemplo para estudiar cojinetes de turbinas. Bajo estas condiciones, (5) se reduce a:

$$\nabla p = 2\nabla \cdot (\mu \nabla \mathbf{u}) \quad (7)$$

donde se considera que la viscosidad se representa como un campo escalar, para poder incluir posteriormente la dependencia $\mu(p, T)$, ya que $p(\mathbf{x})$ y $T(\mathbf{x})$ son campos escalares a su vez.

La aproximación básica para la obtención de Reynolds es la observación de que las películas de lubricación son extremadamente delgadas (un espesor de $5\mu\text{m}$ para un claro de $50\mu\text{m}$ es un valor normal, lo que debe compararse con el diámetro de un cojinete típico de 50mm). Se considera que la curvatura de la película es despreciable, lo que permite un análisis del problema en un sistema de referencia cartesiano. Adicionalmente, se puede escribir que $p=p(x, y)$, o:

$$\frac{\partial p}{\partial z} = 0$$

De tal manera, se puede analizar el problema de un flujo de lubricación en tres dimensiones analizando la presión en dos dimensiones únicamente. Las ecuaciones (7) se escriben como (ahora anotando x_1, x_2, x_3 como x, y, z):

$$\frac{\partial p}{\partial x} = \frac{\partial}{\partial z} \left(\mu \frac{\partial u_x}{\partial z} \right)$$

$$\frac{\partial p}{\partial y} = \frac{\partial}{\partial z} \left(\mu \frac{\partial u_y}{\partial z} \right)$$

Éstas se pueden integrar con respecto a z para encontrar las velocidades:

$$u_x = \frac{z^2}{2\mu} \frac{\partial p}{\partial x} + C_1 \frac{z}{\mu} + C_2$$

$$u_y = \frac{z^2}{2\mu} \frac{\partial p}{\partial y} + C_3 \frac{z}{\mu} + C_4$$



Figura 8. Sistema de referencia y velocidades para la derivación de la ecuación general de Reynolds

Considerando que el fluido está contenido entre dos cilindros (no necesariamente de revolución) cuyos generatrices son paralelos y que mueven con una velocidad $U_A : (U_{Ax}, 0, U_{Az})$ y $U_B : (U_{Bx}, 0, U_{Bz})$ (Figura 8), se pueden determinar las constantes de integración:

$$u_x = \frac{1}{2\mu} \frac{\partial p}{\partial x} (z^2 - zh) + \left(1 - \frac{z}{h}\right) U_{Ax} + \frac{z}{h} U_{Bx}$$

$$u_y = \frac{1}{2\mu} \frac{\partial p}{\partial y} (z^2 - zh)$$
(8)

Donde la diferencia entre ambas ecuaciones proviene del hecho de que no se considera movimiento relativo en dirección Y. El primer término en la primera ecuación, así como la segunda ecuación expresan la velocidad debida a los gradientes de presión, mientras que los dos últimos términos de la primera ecuación indican la velocidad inducida por el movimiento relativo de ambas superficies.

Escribiendo la ecuación de conservación de masa en componentes e integrando con respecto a z , se encuentra:

$$\int_0^h \frac{d\rho}{dt} dz + \int_0^h \frac{d\rho u_x}{dx} dz + \int_0^h \frac{d\rho u_y}{dy} dz + \int_0^h \frac{d\rho u_z}{dz} dz = 0$$

La integración de los primeros dos términos es evidente. Los dos últimos exigen el uso de la regla de Leibniz:

$$\int_0^h \frac{\partial}{\partial x} f(x, y, z) dz = \frac{\partial}{\partial x} \int_0^h f(x, y, z) dz - f(x, y, h) \frac{\partial h}{\partial x}$$

Llevando a la ecuación:

$$\frac{\partial}{\partial x} \left[\frac{\rho h^3}{12\mu} \frac{\partial P}{\partial x} \right] + \frac{\partial}{\partial y} \left[\frac{\rho h^3}{12\mu} \frac{\partial P}{\partial y} \right] = \frac{1}{2} \frac{\partial}{\partial x} [\rho(U_{Ax} + U_{Bx})h] - \rho U_{Bx} \frac{\partial h}{\partial x} + \rho(U_{By} + U_{Ay}) + h \frac{\partial \rho}{\partial t}$$

Los términos en el lado derecho representan el flujo por los esfuerzos cortantes ejercidos por las superficies del cojinete (primer término), el flujo por la reducción de la sección por el movimiento relativo de las superficies en dirección horizontal, el flujo por movimiento relativo vertical y el flujo debido a cambios de densidad (cuarto término). El primer término se puede elaborar más:

$$\frac{\partial}{\partial x} \left[\frac{\rho h^3}{12\mu} \frac{\partial P}{\partial x} \right] + \frac{\partial}{\partial y} \left[\frac{\rho h^3}{12\mu} \frac{\partial P}{\partial y} \right] = \frac{1}{2} \rho h \frac{\partial}{\partial x} (U_{Ax} + U_{Bx}) + \frac{1}{2} [(U_{Ax} + U_{Bx})] \frac{\partial h}{\partial x} + \frac{1}{2} h [(U_{Ax} + U_{Bx})] \frac{\partial \rho}{\partial x} - \rho U_{Bx} \frac{\partial h}{\partial x} + \rho(U_{By} + U_{Ay}) + h \frac{\partial \rho}{\partial t}$$

La primera parte del lado derecho representa la parte del flujo por cambios locales de la velocidad de la superficie del cojinete, lo que es imposible si se consideran materiales rígidos. El término es despreciable para materiales elásticos. El tercer término desvanece para fluidos incompresibles. Por el otro lado, el segundo es aquél que determina la capacidad de carga de un cojinete clásico bajo cargas estáticas operando a velocidades constantes. Considerando únicamente los términos debidos a movimiento relativo de las superficies, lo anterior se reduce a:

$$\frac{\partial}{\partial x} \left[\frac{\rho h^3}{12\mu} \frac{\partial P}{\partial x} \right] + \frac{\partial}{\partial y} \left[\frac{\rho h^3}{12\mu} \frac{\partial P}{\partial y} \right] = \frac{1}{2} U \frac{\partial(\rho h)}{\partial x} + \rho \frac{\partial h}{\partial t} \quad (9)$$

Esto es la ecuación de Reynolds, la cual se simplifica para fluidos incompresibles como:

$$\frac{\partial}{\partial x} \left[\frac{h^3}{12\mu} \frac{\partial P}{\partial x} \right] + \frac{\partial}{\partial y} \left[\frac{h^3}{12\mu} \frac{\partial P}{\partial y} \right] = \frac{1}{2} U \frac{\partial h}{\partial x} + \frac{\partial h}{\partial t} \quad (10)$$

Donde U ahora representa la velocidad relativa de las superficies. La derivada de h con respecto al tiempo permite analizar el comportamiento bajo cargas variables, ya que estas provocarán un movimiento vertical de las superficies, efecto que será contrarrestado por el líquido viscoso presente entre ellos.

2.1.4. Análisis por métodos clásicos.

Los métodos clásicos del análisis de problemas de lubricación se definen como aquellos en los cuales se pueden obtener resultados aproximados sin el uso de la computadora digital, aún si queda claro que ésta puede acelerar la solución de manera significativa. Por lo tanto, se trata principalmente de métodos desarrollados antes de los años sesenta, pero, debido a la expansión del mercado automotriz después de la segunda guerra mundial, estos han conocido (y siguen conociendo) una aplicación extremadamente importante en la industria. La ecuación (7) es una ecuación diferencial parcial no lineal que requiere de métodos numéricos específicos para su solución.

Sommerfeld (ref. [33], citado por Szeri [9]) fue el primero en publicar una solución analítica para el caso simplificado en el cual el cojinete tiene una longitud infinita, despreciando el gradiente de presión en dirección Y . Esta aproximación a veces se puede aplicar al ámbito de máquinas grandes con cargas estacionarias, pero tiene poca aplicación

en el área de la industria automotriz, donde se requiere de componentes relativamente compactos. Para el análisis del cojinete de longitud infinita, se puede referir a cualquier libro sobre lubricación. De mayor importancia para el presente trabajo es el análisis de Ockvirk (ref. [16], citado en [8-12]). La aproximación de Ockvirk considera que el cojinete es tan corto que el flujo radial de líquido es despreciable con respecto al flujo axial, por lo que las derivadas de P con respecto a x desaparecen de la ecuación (7). La aproximación se puede aplicar para cojinetes cuya relación longitud/diámetro (L/D) es menor que $1/2$. Para la situación estática se obtiene:

$$\frac{\partial}{\partial y} \left[\frac{h^3}{\mu} \frac{\partial P}{\partial y} \right] = 6U \frac{\partial h}{\partial x} \quad (11)$$

Integrar dos veces resulta en:

$$P = \frac{3\mu U}{h^3} \frac{\partial h}{\partial x} y^2 + C_1 y + C_2$$

Sustituyendo $P=0$ a $y=\pm 1/2L$, se determina

$$P = \frac{3\mu U}{h^3} \left[y^2 - \frac{L^2}{4} \right] \frac{dh}{dx} \quad (12)$$

Considerando que el eje y el cojinete son cuerpos perfectamente rígidos (o que la deformación elástica es despreciable comparada con el espesor de la película lubricante, se puede obtener el valor de $h(x)$ para cada punto del cojinete (Figura 9).

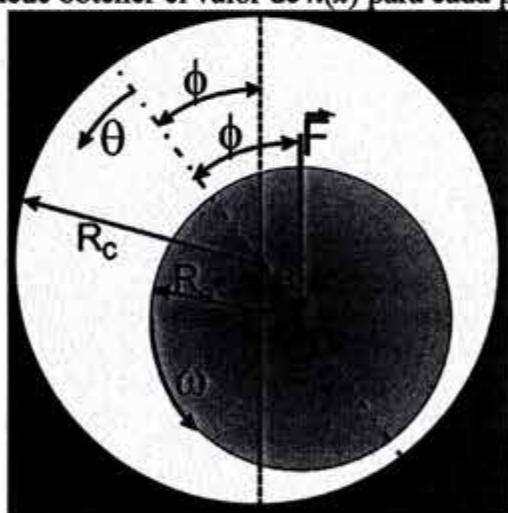


Figura 9. geometría básica de un cojinete hidrodinámico. R_e es el radio del eje, R_c el radio del cojinete, e la excentricidad, θ el ángulo medido desde la línea que conecta los centros de los cojinetes y ϕ el ángulo entre esta línea y la dirección en la cual actúa la fuerza F sobre el eje. Los ángulos se miden en la dirección de ω , la velocidad angular

El claro radial entre cojinete y eje se define como C ,

$$C = R_c - R_e$$

La distancia $h(x)$ se expresa ahora como función de θ . Se puede demostrar que para cualquier valor de θ vale que:

$$h = C + R_e + e \cos \theta - R_e \sqrt{1 - \left(\frac{e}{R_e} \right)^2 \sin^2 \theta}$$

Ahora bien, por lo general vale que $0.001 < C/R_e < 0.002$ y para el caso de un cojinete rígido se tiene que $e < C$. Si $e \ll R_e$, como es el caso, la expresión anterior reduce a:

$$h = C + e \cos \theta$$

Introduciendo el parámetro adimensional ε (excentricidad)

$$h = C(1 + \varepsilon \cos \theta) \quad (13)$$

Sustituyendo (13) en (12), se obtiene la fórmula fundamental de la aproximación de Ockvirk:

$$P = \frac{3\mu U}{C^2 R} \left[y^2 - \frac{L^2}{4} \right] \frac{\varepsilon \sin \theta}{(1 + \varepsilon \cos \theta)^3} \quad (14)$$

(14) permite el cálculo sencillo de $P(\theta)$ si ε está conocida. Sin embargo, en el caso general, ε y ϕ (o, a veces más práctico ε_x y ε_y) son las incógnitas del problema, por lo que se tiene que elaborar el equilibrio entre la fuerza resultante ejercida por P y la fuerza F . Este problema se conoce como **el problema inverso**.

En este punto, es importante mencionar el fenómeno de la **cavitación**. Considerando por el momento que $\varepsilon < 1$, se nota que P en la ecuación (14) es positivo para $0 < \theta < \pi$ y negativo para $\pi < \theta < 2\pi$. Un líquido no puede resistir esfuerzos de tracción, de tal manera que al disminuir la presión por debajo de la presión de vapor se observa que los gases atrapados en el aceite se evaporan y la película pierde su continuidad. En la zona de incremento de la presión, los gases se vuelven a disolver y la continuidad se reestablece. Este fenómeno es relativamente continuo y no compara con el colapso súbito de burbujas en el lubricante, también conocido como cavitación, el cual se discutirá brevemente en los antecedentes de desgaste. La cavitación, como problema de lubricación, se manifiesta como la formación de "lágrimas", zonas alargadas con lubricante separadas por zonas de gas. La descripción detallada de este fenómeno exige esfuerzos computacionales que están fuera del alcance de los métodos clásicos de cálculo de cojinetes, por lo que en este punto se limita el análisis al caso más sencillo y sensato que se puede aplicar al modelo de Ockvirk: las condiciones "medio Sommerfeld", en los cuales se limita el valor de θ a $[0, \pi]$. Tomando $F: (F_x, F_y)$, se calcula:

$$\begin{aligned} F_y &= \int_{0-L/2}^{\pi} \int_{-L/2}^{L/2} p R \sin \theta \, dy d\theta = \frac{\mu R \omega L^3}{4C^2} \frac{\varepsilon \pi}{(1 - \varepsilon^2)^{3/2}} \\ F_x &= - \int_{0-L/2}^{\pi} \int_{-L/2}^{L/2} p R \cos \theta \, dy d\theta = \frac{\mu R \omega L^3}{C^2} \frac{\varepsilon^2 \pi}{(1 - \varepsilon^2)^2} \end{aligned} \quad (15)$$

Elaborando, se encuentra que la magnitud F de la fuerza F se da por la fórmula:

$$\begin{aligned} F &= \frac{\mu R \omega L^3}{4C^2} \frac{\pi \varepsilon}{(1 - \varepsilon^2)^2} \sqrt{\left(\frac{16}{\pi^2} - 1 \right) \varepsilon^2 + 1} \\ \operatorname{tg} \phi &= \frac{4}{\pi} \frac{\sqrt{1 - \varepsilon^2}}{\varepsilon} \end{aligned} \quad (16)$$

El par de ecuaciones (16) es equivalente a (14). Es costumbre introducir el número de Sommerfeld S y el número de Sommerfeld S_s para cojinetes cortos en algún punto de este análisis, con:

$$S = \frac{\mu\omega}{P_p} \left(\frac{R}{C}\right)^2 ; P_p = \frac{F}{2LR} ; S_s = \left(\frac{L}{D}\right)^2 S$$

S y S_s son cantidades adimensionales que indican la severidad de la sollicitación sobre el cojinete. Para encontrar el valor de ε , se tienen que resolver las ecuaciones (16) de manera iterativa, utilizando el método de Newton-Raphson o algún equivalente. Históricamente, este procedimiento solía ser laborioso, por lo que el uso de tablas de $\varepsilon(S)$ representaba una ventaja. A la fecha, por ejemplo en la elaboración de la Figura 7, es mucho más eficiente el análisis numérico y el cálculo de S y S_s resulta redundante. Cabe recordar que Raimondi y Boid ([34], citado en [8]), utilizando un método semi-empírico, elaboraron tablas y gráficas que corrigen las aproximaciones del cojinete infinito y el cojinete corto, utilizando para la tabulación los valores de S y L/D . Si $L/D < 0.25$, la aproximación de Ockvirk se puede utilizar sin correcciones. Una vez determinada la excentricidad, se puede proceder a calcular los demás variables de interés, por ejemplo la presión máxima:

$$P_{max} = \frac{3\varepsilon}{4} \frac{\text{sen } \theta_m}{(1 + \varepsilon \cos \theta_m)^3} ; \cos \theta_m = \frac{1 - \sqrt{1 + 24\varepsilon^2}}{4\varepsilon} \quad (17)$$

así como la fuerza de fricción (F_f) sobre el cojinete y las pérdidas (P_f potencia) resultantes:

$$F_f = \frac{\mu ULR}{C} \frac{2\pi}{(1 - \varepsilon^2)^{1/2}} ; P_f = F_f 2\pi R \omega \quad (18)$$

Aunado con fórmulas para la determinación del gasto de lubricante y una balanza térmica, las fórmulas (16) hasta (18) son las únicas que se tienen a disposición para analizar un cojinete sin recurrir a métodos que exigen el uso intensivo de una computadora digital. (En realidad, aún el análisis térmico más sencillo requiere de una serie de iteraciones importantes debido a la fuerte dependencia de la viscosidad con respecto a la temperatura. Para evitar este problema, se postula una temperatura de operación fija). Lo anterior es válido para cojinetes en operación estática, es decir, para aquellos sujetos a cargas con magnitud y dirección fijas y que operan a una velocidad angular fija. La precisión de estos cálculos por lo general se ha considerado como aceptable, con excepción del caso de cojinetes de motores de combustión interna, donde los cambios de los parámetros de operación son considerables durante un ciclo de combustión (720°).

2.1.5. Análisis por métodos avanzados

La cantidad de simplificaciones para obtener (14) de las ecuaciones (1) a (3) es considerable. Esto lleva a la cuestión lógica con respecto a la precisión de los resultados obtenidos. La respuesta se tiene que considerar desde un punto de vista pragmático, tomando en cuenta no sólo la magnitud de los errores que posiblemente se hacen, sino también el esfuerzo necesario para mejorarlos. En el ámbito del análisis de la lubricación, el segundo aspecto ha predominado hasta los años setentas del siglo pasado. Anterior a estas fechas, el cálculo de un cojinete fue un proceso manual. Grandes esfuerzos se han

dedicado a la generación de métodos gráficos para obtener resultados del problema inverso utilizando las ecuaciones de Ockvirk o los datos semi-empíricos de Raimondi y Boid y estos métodos fueron generalmente aceptados como válidos, no tanto por su precisión (que puede ser alta), sino porque no existía otra manera de llevar a cabo los cálculos. Cuando en los años 1970's surgió la computadora digital como un medio accesible, ésta no se aplicó de manera inmediata a los problemas de lubricación. Taylor, considerado una verdadera autoridad en el área, en 1993 todavía refiere a la imposibilidad de mejorar los cálculos de Ockvirk [12]; en el mismo artículo indica una serie extensa de inconvenientes e imprecisiones que presentan estos cálculos para el caso del cojinete automotriz, el cual está sujeto a grandes variaciones de carga y velocidad.

El método de Ockvirk es aceptable para el cálculo de cojinetes sujetos a cargas estáticas. Esto no es el caso para los cojinetes de biela, cojinetes principales y cojinetes de árbol de leva en el motor de combustión interna. Igualmente, en bombas y compresores recíprocos, los cuales forman el segundo mercado más importante para este tipo de piezas, no se puede despreciar la variabilidad de velocidad y carga. En estos casos, el valor de la derivada del claro de lubricación (h) con respecto al tiempo puede ser mucho mayor que el término relacionado con la velocidad en X (ecuación 10). Este efecto importante provoca que, durante un incremento súbito de la carga, la disminución del espesor de la película será menor de lo estimado con Ockvirk, mientras que la presión transmitida a la aleación puede ser significativamente mayor. El cálculo de los efectos involucrados se hace a través del método de la movilidad, que fue elaborado por Booker [35,36]. Se escribe la ecuación de Reynolds como sigue [8]:

$$\frac{\partial}{\partial \theta} \left[\frac{h^3}{12\mu} \frac{\partial P}{\partial \theta} \right] + R^2 \frac{\partial}{\partial y} \left[\frac{h^3}{12\mu} \frac{\partial P}{\partial y} \right] = \frac{R^2}{C^2} \left[\varepsilon \cos \theta + \varepsilon \sin \theta \left[\psi + \Omega - \frac{1}{2}(\omega + \Omega') \right] \right]$$

En esta ecuación, ε y ψ son la excentricidad y la dirección de la excentricidad, los puntos indican la derivada con respecto al tiempo. Ψ , Ω y ω representan la velocidad angular de la carga exterior, del cojinete y del eje respectivamente. Estos últimos valores se pueden encontrar a través del análisis cinemático del sistema y se consideran como conocidos. Para el análisis se transforma la ecuación anterior en:

$$\varepsilon = \frac{F \left(\frac{C}{R} \right)^2}{\mu L D} M_\varepsilon \left(\varepsilon, \psi, \frac{L}{D}, \theta_i, \theta_f \right)$$

$$\varepsilon \left[\psi + \Omega - \frac{1}{2}(\omega + \Omega') \right] = M_\psi \left(\varepsilon, \psi, \frac{L}{D}, \theta_i, \theta_f \right)$$

Los nuevos símbolos θ_i y θ_f indican el inicio y el fin de la película lubricante y toman en cuenta el fenómeno de la cavitación. M_ε y M_ψ son los componentes del vector de movilidad en la dirección axial y tangencial respectivamente. Booker elaboró los resultados de manera analítica para el caso sin cavitación y de manera numérica tomando en cuenta los valores de θ_i y θ_f correctos, dando para el último caso:

$$M_\varepsilon = \frac{(1 - \varepsilon \cos \psi)^3}{\left(\pi \frac{L}{D}\right)^2} [\pi(1 - \varepsilon \cos \psi) \cos \psi - 4\varepsilon \sin^2 \psi]$$

$$M_\psi = \frac{-(1 - \varepsilon \cos \psi)^3 \sin \psi}{\left(\pi \frac{L}{D}\right)^2} [\pi(1 - \varepsilon \cos \psi) + 4\varepsilon \cos \psi]$$

La obtención de la posición ε, ψ de la flecha dentro del cojinete se obtiene a través de la determinación de un punto inicial (aproximado) para el cálculo, seguido por la aplicación de pequeños incrementos de tiempo, los cuales permiten calcular la siguiente posición. Debido al hecho de que el punto inicial depende de las condiciones anteriores, se observa que después de una rotación sobre 4π , no convergen las ecuaciones. Sin embargo, la convergencia se alcanza rápidamente. Por lo tanto, el método representa una manera eficiente y robusta para determinar el comportamiento dinámico de un cojinete. A pesar de esta conclusión, se tiene muy escasa información con respecto a la aplicación del método de movilidad en la práctica industrial. Las referencias a esta técnica en la literatura reciente son raras [37,38]. Una posible razón para este hecho es que el método precedió la revolución computacional por pocos años y posteriormente la investigación se ha enfocado a métodos que puedan superar varios otros limitantes del método de Ockvirk.

De una amplia revisión de literatura se desprende que prácticamente cada una de las hipótesis antes mencionadas ha sido cuestionada. Sin embargo, una conclusión general parece ser que la ecuación (9) (la ecuación general de Reynolds) es lo suficientemente precisa y la tercera dimensión no entra en el análisis. Conocido el claro de lubricación $h(x,y)$, se reduce el análisis numérico del flujo de lubricante a un problema de elemento finito (EF) en dos dimensiones. El problema de la cavitación implica que las condiciones de frontera no se conocen de antemano. En una aproximación discontinua, se postula la existencia de dos ángulos θ_i y θ_f para indicar el inicio y fin de la película, los cuales se determinan de manera iterativa [39-42]. En la aproximación continua, se considera que las propiedades de la película varían gradualmente conforme disminuye la presión y aumenta el contenido de gas dentro de la película [24,43-48]. Este análisis es insuficiente para una solución completa.

En el análisis termoelastohidrodinámico (TEHD) se considera que el claro de lubricación es desconocido ya que la deformación elástica y la distorsión térmica dependen de manera directa de la solución de la ecuación de Reynolds. Por lo tanto, se necesita desarrollar un sistema de iteración el cual permite aproximar los variables del sistema a través de cálculos numéricos. Un método generalmente aceptado se basa en la siguiente ecuación para $h(x,y,t)$:

$$h = C(1 + \varepsilon \cos \theta) + h_{EI} + h_{Th} \quad (19)$$

(19) es una sencilla adaptación de (13), en la cual se añade al claro h , causado por la excentricidad, los términos h_{EI} y h_{Th} correspondientes al cambio del claro por la deformación elástica y por la expansión térmica. Los análisis TEHD invariablemente demuestran que h_{EI} y h_{Th} son del mismo orden de magnitud e incluso mayores que el valor de h tal y como lo predicen métodos más sencillos. La parte menos compleja del modelo es h_{EI} . Para ésta,

se puede considerar un análisis de elemento finito del cojinete con la biela. Para un modelo lineal (no se toma aun en cuenta el lubricante), se puede escribir que

$$\begin{bmatrix} P_e \\ P_i \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} R_{ee} & R_{ei} \\ R_{ie} & R_{ii} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} U_e \\ U_i \end{bmatrix} \quad (20)$$

Donde P_e y U_e corresponden a las fuerzas y desplazamientos de los nodos exteriores del elemento y P_i y U_i a los nodos interiores. Los elementos R_{nm} representan matrices de rigidez parciales, generando la matriz de rigidez de todo el cojinete. Los n_e nodos exteriores son aquellos que conforman la zona de lubricación, por lo que (20) representa una relación lineal entre n_e conocidas (presiones hidrodinámicas en los nodos) con n_e desconocidas (desplazamientos), la cual se obtiene a través de la inversión de la matriz de rigidez. Esta operación se tiene que llevar a cabo una sola vez para una estructura dada. Las ecuaciones relacionadas con los n_i nodos internos no se tienen que tomar en cuenta para un análisis de lubricación. Típicamente, la cantidad de nodos internos tiene orden de magnitud de 10^3 , mientras que para los externos se habla de 10^2 .

El análisis elastohidrodinámico (EHD, despreciando por el momento la parte térmica) se puede llevar según dos esquemas. Un primero, matemáticamente complejo pero numéricamente robusto, acopla la formulación de la ecuación de Reynolds en su forma de elemento finito con las ecuaciones que correlacionan las presiones P_e con los desplazamientos U_e , definiendo nodos comunes para el análisis elástico y hidrodinámico [39,45]. Para cada resultado $h = C(1 + \varepsilon \cos \theta) + h_{el}$ se integra la presión para calcular la fuerza ejercida por el lubricante. El resultado por lo general difiere de la fuerza exterior y se utiliza el método de Newton-Raphson para resolver el problema inverso. Una vez que se obtenga un resultado para un ángulo fijo θ_0 en el ciclo de combustión, se procede a calcular el resultado en el momento $t_0 + \Delta t$ (ángulo $\theta_0 + \Delta \theta$). Tomando en cuenta que todas las variables que se pretenden calcular son funciones continuas del tiempo, se concluye que, al elegir un incremento de tiempo lo suficientemente pequeño, las variaciones de las variables serán pequeñas, por lo que se pueden obtener los resultados a los intervalos $t_0 + n\Delta t$ con un número mínimo de iteraciones (frecuentemente se cumple el criterio de convergencia en un solo paso). El primer cálculo ($t=t_0$) no puede tomar en cuenta el efecto del cambio de excentricidad desde el momento $t_0 - \Delta t$, de tal manera que para obtener convergencia se necesitan iteraciones sobre varios ciclos de combustión para llegar a la condición de que los resultados a θ y $\theta + 4\pi$ sean iguales. Esta ineficiencia del proceso de cálculo ha llevado a varios investigadores al análisis del problema elastohidrodinámico transiente, donde se estudia el proceso de arranque del motor y se pretende aprovechar las inevitables iteraciones iniciales para este efecto [45].

La adición de la parte térmica al estudio EHD es inherentemente compleja, por lo que los diferentes algoritmos encontrados en la literatura muestran grandes variaciones. Básicamente, basta elaborar la ecuación de energía para el flujo calculado mediante el estudio EHD. Sin embargo, la viscosidad del lubricante es una función exponencial de la temperatura, modelado por lo general por las ecuaciones:

$$\log \log \left[\frac{\mu}{\rho} \right] = A - B \log T \quad (\text{Ecuación de Walther}) \quad (21)$$

$$\mu = \mu_0 e^{-\beta(T-T_0)} \quad (\text{Ecuación de Vogel}) \quad (22)$$

(21) tiene un uso puramente práctico y sustituye la representación gráfica de la relación entre la viscosidad cinemática y la temperatura; (22) es la relación que se utiliza en cálculos y es suficientemente precisa si se estima la temperatura de referencia T_0 de manera razonable. Un análisis acoplado directo del problema EHD y la ecuación térmica, tal y como se prefiere en muchos casos para el análisis EHD, es extremadamente complejo en términos matemáticos. Un estudio de este tipo se reportó en la literatura para cojinetes bidimensionales rígidos, teniendo un significado más teórico que práctico y demostrando que el método directo no necesariamente resulta en cálculos eficientes [43]. Los demás estudios resuelven la ecuación de energía de manera independiente del problema EHD y confían en técnicas iterativas para obtener congruencia entre los dos problemas [40, 44-46].

La ecuación de energía describe el equilibrio entre el calor generado en el aceite con el calor transportado por el mismo a alta temperatura y el calor conducido hacia el eje y el cojinete. El eje puede considerarse como un cuerpo isotérmico debido a la alta velocidad de rotación y su gran inercia térmica. El cojinete y el cigüeñal mostrarán gradientes de temperatura inicialmente desconocidos. Un problema fundamental es que no se puede resolver la ecuación de conducción de manera correcta debido al hecho de que la ecuación de Reynolds no considera la dirección Z del sistema. Existen varias estrategias para resolver este asunto, la más sencilla es a través de la estimación de coeficientes de partición p_e y p_c razonables, de tal manera que la parte p_e de la energía disipada se reparte hacia el eje y una fracción p_c se conduce a través del cojinete.

El problema de conducción térmica en el cigüeñal es lineal y se tiene que resolver una sola vez mediante el método de elemento finito. De la misma manera, se calcula la expansión térmica a través de la matriz de expansión térmica. En ambos casos, se retienen únicamente las n_e ecuaciones relacionados a los nodos exteriores en el análisis TEHD. El análisis TEHD típico exige de varias horas hasta varios días de cálculo en una estación de trabajo estándar. Por lo tanto, se estudian generalmente los efectos que tienen los parámetros del modelo sobre el comportamiento de cojinete y no el cojinete en su función de elemento mecánico dentro de un sistema. El único análisis al respecto reportado por el momento analiza un cigüeñal con cuatro cilindros como sistema dinámico [49], involucrando el análisis TEHD completo de sus cojinetes, pero no menciona ni el sistema sobre el cual se llevó a cabo ni el tiempo de cálculo involucrado.

La conclusión principal del método TEHD es que un análisis que no toma en cuenta la deformación elástica y térmica del sistema no logrará una precisión aceptable. Dichas deformaciones son iguales o mayores al claro de lubricación predicho por métodos de cálculo clásicos y la excentricidad máxima (teóricamente contenido entre los valores 0 y 1) siempre es mayor que 1. El claro mínimo de lubricación en el análisis TEHD es comparable o menor a lo encontrado en un cálculo sencillo, pero las presiones máximas alcanzadas resultan menores. Se han calculado los efectos de la ondulación de la superficie del cigüeñal [50] y de su rugosidad [41,51]. El primer factor parece tener efectos limitados cuando se consideran límites razonables para su amplitud, mientras que la rugosidad disminuye la severidad de las condiciones de lubricación pero aumenta el riesgo de generar contacto metal-metal en el punto de espesor de película mínimo. Los efectos de viscoelasticidad resultan muy limitados para valores realistas, contrario a lo que se ha

encontrado en rodamientos y engranes. El esfuerzo adicional en términos de cálculo contrasta con las mejoras obtenidas al tomar en cuenta la viscoelasticidad.

2.2. Conceptos básicos de la mecánica de contacto.

2.2.1. Rugosidad.

Si bien la intuición ingenieril predice que exista una relación única entre los problemas de rugosidad, contacto y fricción por un lado y el desgaste por el otro, se ha demostrado a través de amplias investigaciones que esto no es el caso. Sin embargo, existen ciertas situaciones y mecanismos de desgaste donde se puede establecer una relación cualitativa entre los parámetros mencionados y no se puede olvidar el problema de contacto y la fricción entre superficies en un trabajo que pretende explicar el desgaste de cojinetes en términos microestructurales. El desgaste se definirá como la cantidad de material removido (volumen) dividido por la distancia total de movimiento relativo entre las dos superficies en contacto.

$$w = \frac{\int_A h dA}{\int_0^t |v| dt} \quad (23)$$

Esta ecuación define la intensidad de desgaste w y se considera h como la profundidad de la zona desgastada (la cual es función de la posición), A representa el área total investigada, v es la velocidad relativa y t el tiempo total de exposición al desgaste. La velocidad de desgaste se define por:

$$w = \frac{dw}{dt}$$

La fricción es la relación entre la fuerza perpendicular (F_n) al plano nominal de contacto y la fuerza horizontal (W) necesaria para general movimiento paralelo al plano o, en el caso de fricción dinámica, para mantener una velocidad relativa constante entre los dos cuerpos. El coeficiente de fricción se da por:

$$f = \frac{W}{F_n}$$

Este coeficiente puede ser significativamente mayor que 1. El origen de la fricción es dual, consistiendo tanto de la interacción química entre los átomos de los dos cuerpos como de la interacción mecánica entre las asperezas de la superficie.

No existe una definición sencilla de la rugosidad de una superficie [52]. La única práctica que resulta factible es el establecimiento de una superficie de referencia con respecto a la cual se mide la altura h de los puntos físicos, a lo largo de una línea o a través de un barrido según líneas paralelas para obtener datos en dos dimensiones. La manera más común para llevar a cabo tal caracterización es mecánica, rastreando la superficie con una aguja de punta fina, tal y como se aplicaba en el fonógrafo antiguo. En su límite, esta técnica corresponde al uso del Microscopio Electrónico de Fuerza Atómica (AFM), donde la punta del sensor puede alcanzar el diámetro de un sólo átomo y la distancia entre sensor y superficie se mantiene constante a través de un sistema que mide la corriente de tunelado.

Otras técnicas prometedoras son el uso de pares de imágenes estereoscópicas obtenidas en el Microscopio Electrónico de Barrido y el Microscopio Confocal. La paquetería para llevar el análisis de la rugosidad sobre áreas extensas (fotogrametría) existe desde hace dos décadas para la cartografía. Otros métodos utilizan la interferencia o la dispersión un haz láser para la obtención del perfil de rugosidad. Detalles de estas técnicas se encuentran en la literatura [53-64].

Cualquiera de las técnicas mencionadas tiene un límite de resolución, debido al diámetro y la geometría de la sonda en rugosímetros clásicos y el AFM y debido a la longitud de onda de la luz en técnicas ópticas. Por el otro lado, la cantidad de información obtenida limita el área que se puede investigar en las técnicas de alta resolución, por lo que el AFM y el SEM se utilizan principalmente en investigación científica mientras que los métodos ópticos se desarrollan para aplicaciones industriales. Un concepto importante, relacionado de manera inmediata con la resolución de la técnica, es la de la superficie fraccional (o más bien autoafina) [8,65-67], lo que significa que al aumentar la escala de la medición se observan detalles que en grandes rasgos representan una repetición a pequeña escala de lo que midió a escala mayor. Esta aproximación todavía se discute fuertemente [68]. Un último punto importante es la forma de representar los datos. La rugosidad se mide con respecto a una superficie de referencia, la cual no necesariamente tiene que ser horizontal ni plana. Esto permite eliminar variaciones a una escala mayor (por ejemplo la ondulación de una superficie debido a las tolerancias de maquinado). Por el otro lado, para poder representar las mediciones en una gráfica, resultará necesaria comprimir los datos en dirección X y expandirlos en Z . Esto genera una impresión falsa de la superficie rugosa, como se ilustra en Figura 10

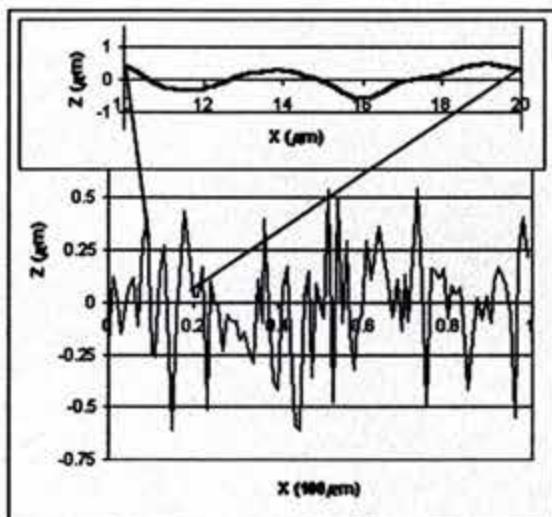


Figura 10. Resultado típico de una medición de rugosidad (generada de manera sintética), con un factor de escala de 100X en dirección vertical. La gráfica superior indica la forma verdadera de la superficie, demostrando que el perfil es mucho más "suave" de lo que sugiere la gráfica convencional.

La interpretación de los resultados de una medición de la rugosidad en un área o a lo largo de una línea es un asunto complicado, ya que únicamente la geometría verdadera de la superficie contiene toda la información. Esta información es tan extensa que resulta imposible recabarla completamente. La técnica más común es el uso de algunos parámetros estadísticos que pretenden resumir los datos. Entre los más conocidos se encuentran el valor R_a (rugosidad promedio) y la R_q (o RMS, Root Mean Square), definidos como:

$$R_a = \frac{1}{L} \int_0^L |z - \bar{z}| dx$$

$$R_q = \sqrt{\frac{1}{L} \int_0^L (z - \bar{z})^2 dx}$$

Donde z representa la altura medida por el rugosímetro, \bar{z} la altura promedio de la superficie y L la distancia sobre la cual se mide. En realidad, cada sistema digital medirá puntos discretos, por lo que los integrales pueden sustituirse por sumas.

Los valores R_a y R_q representan una simplificación importante de lo que es en realidad una distribución estadística $\Phi(z)$, la cual sólo en ocasiones excepcionales se parece a una función gaussiana. Por lo tanto, además de definir la desviación estándar R_q , se suele definir valores como el sesgo y el curtosis en un intento de llegar a una descripción más completa. Un valor interesante en el análisis del contacto entre dos superficies es el porcentaje acumulado de asperezas que rebasen una altura predeterminada:

$$A_{z_0} = \int_{z_0}^{\infty} \Phi(z) dz$$

Este valor corresponde con el área fraccional con altura superior a z_0 y teóricamente se debería de poder correlacionar con el área verdadera de contacto, puesto que únicamente las asperezas más altas estarán en contacto con la contracara. A pesar de todo, se observa que el uso de un número limitado de valores discretos no permite correlacionar los datos con los problemas de contacto y fricción y mucho menos con el desgaste de una pieza. Incluso se encuentra que el conocimiento de $\Phi(z)$ es insuficiente para tal correlación. Por lo tanto se han utilizado dos herramientas más avanzadas, las cuales son la función de autocorrelación y las funciones de distribución de pendientes y curvaturas así como la dimensión fractal, las cuales han sido exitosas en ciertos campos de aplicación.

2.2.2. Contacto

Considerando la naturaleza irregular de las superficies, resulta evidente que el contacto entre dos cuerpos sólidos consiste únicamente de aquellos puntos donde las asperezas más elevadas encuentran las asperezas de la contracara. Por lo tanto, se distingue el área real de contacto A_r y el área nominal, A_n ; el último corresponde al concepto intuitivo de contacto, aunque en muchas ocasiones no es evidente obtener ni el valor de éste. La incongruencia se debe al hecho de que, cuando se juntan dos cuerpos por una fuerza exterior, A_n y A_r se determinarán por el efecto de las deformaciones elásticas y plásticas de las superficies. Los esfuerzos superficiales y subsuperficiales generados causarán la fricción y varios mecanismos de desgaste que se discutirán posteriormente. Por lo tanto, se dará una breve revisión de la teoría del contacto. Un tratamiento fundamental de esta teoría se encuentra en el libro de Williams [8]. La configuración básica que se estudia es la de un cilindro o una esfera en contacto con un cuerpo rígido plano (Figura 11). Esta geometría corresponde tanto al problema de cálculo de un rodamiento (Figura 2), como al contacto entre dos asperezas, las cuales se pueden aproximar por un polinomio de segundo orden con buena precisión.

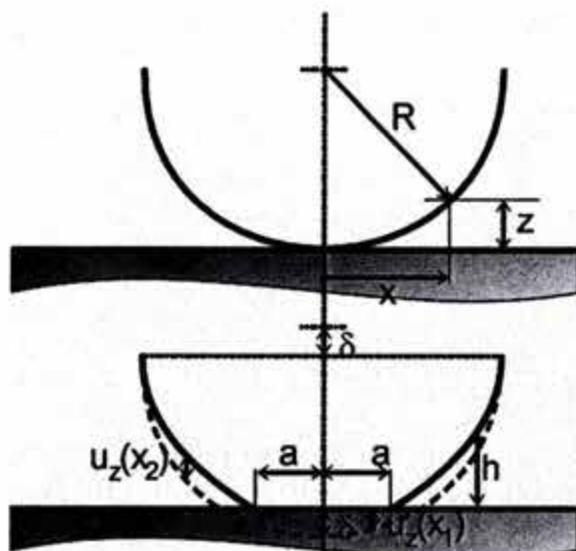


Figura 11. Problema de contacto simplificado (cilindro en contacto con un plano rígido). El desplazamiento deformatará la superficie del cilindro (línea negra). Los desplazamientos se denotan como $u_z(x)$. h es la distancia entre la superficie del cilindro deformado y el plano

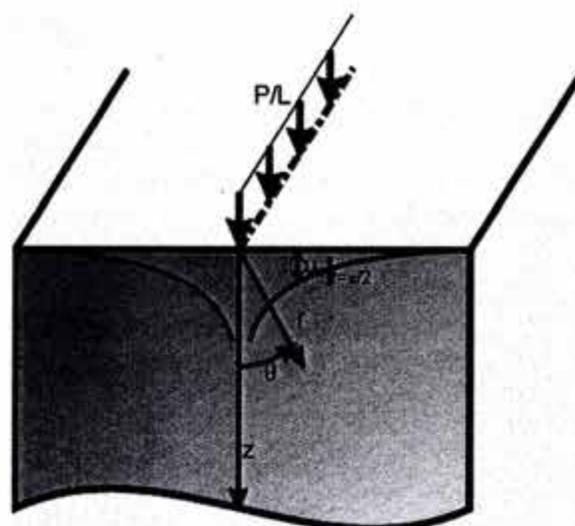


Figura 12. Carga lineal sobre un semi espacio infinito. La concentración de la fuerza causa un desplazamiento infinito en la línea de contacto. Se trata de la geometría básica para el análisis de problemas de contacto.

De la primera parte de la Figura 11, se calcula que la distancia entre la superficie del cilindro y el plano se da por la expresión (24 a), la cual se reduce a (24 b) para valores pequeños de x .

$$z = R - R \left(1 - \frac{x^2}{R^2} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (a) \quad z \approx \frac{x^2}{2R} \quad (b) \quad (24)$$

Por lo tanto, en sentido estricto se modela el contacto entre un cilindro parabólico y el plano. Al imponer un desplazamiento d al centro del cilindro, este se tendrá que deformar en la zona del contacto. Los desplazamientos correspondientes se dan por:

$$u_z = \delta - \frac{x^2}{2R} \quad |x| < a \quad ; \quad u_z > \delta - \frac{x^2}{2R} \quad |x| > a \quad ; \quad h = \frac{x^2}{2R} + u_z - \delta$$

donde h corresponde al espacio entre los dos cuerpos. Ahora este análisis es equivalente con lo que se obtiene cuando se sustituye el cuerpo rígido por un segundo cilindro de tal manera que el plano de contacto entre los dos cilindros se mantenga en la posición del plano rígido. Se encuentra:

$$u_{z1} + u_{z2} = \delta_1 + \delta_2 - \frac{x^2}{2R_1} - \frac{x^2}{2R_2} \quad |x| < a \quad ; \quad u_{z1} + u_{z2} > \delta_1 + \delta_2 - \frac{x^2}{2R_1} - \frac{x^2}{2R_2} \quad |x| > a \quad (25)$$

Considerando el contacto entre cuerpos esféricos e introduciendo las siguientes definiciones:

$$\frac{1}{R} = \frac{1}{R_1} + \frac{1}{R_2} \quad ; \quad \Delta = \delta_1 + \delta_2$$

se obtiene para el contacto entre dos asperezas (definiendo r como el radio de la zona de contacto):

$$u_{z1} + u_{z2} = \Delta - \frac{r^2}{2R} \quad |r| < a \quad ; \quad u_{z1} + u_{z2} > \Delta - \frac{r^2}{2R} \quad |r| > a$$

El análisis elástico correspondiente se reduce a encontrar una distribución de presiones que genera los desplazamientos aquí descritos. Para tal efecto se procede al análisis del campo elástico de una carga localizada sobre un semi espacio infinito. Se puede llevar a cabo el análisis en un estado de deformación plana (Figura 12) o axisimétrica, pero el caso de una fuerza que tiene un componente tangente al plano de contacto se complica de manera significativa para la segunda situación. La solución se encuentra mediante la función de Airy $\Phi(r, \theta)$ [69]. El caso para una fuerza tangente T/L se resuelve con la misma función de Airy, ahora midiendo el ángulo desde la superficie en vez de la vertical por el centro. En las fórmulas que siguen, θ está definida en la Figura 12.

$$\Phi(r, \theta) = -\frac{P}{L\pi} r\theta \sin \theta$$

De la cual se obtienen los esfuerzos y las deformaciones en la forma:

$$\sigma_{rr} = \frac{1}{r} \frac{\partial \Phi}{\partial r} + \frac{1}{r^2} \frac{\partial^2 \Phi}{\partial \theta^2} \quad \sigma_{\theta\theta} = \frac{\partial^2 \Phi}{\partial r^2} \quad \sigma_{r\theta} = \frac{1}{r^2} \frac{\partial \Phi}{\partial \theta} - \frac{1}{r} \frac{\partial^2 \Phi}{\partial r \partial \theta}$$

Resultando en:

$$\sigma_{rr} = -\frac{P}{L\pi r} \cos \theta \quad \sigma_{\theta\theta} = \sigma_{r\theta} = 0 \quad \sigma_{rr} = \frac{T}{L\pi r} \sin \theta \quad \sigma_{\theta\theta} = \sigma_{r\theta} = 0$$

Las fórmulas anteriores predicen esfuerzos infinitos en el origen y serían de poca aplicación en la tribología si no fuera por el método de funciones de Green, el cual se aplica como se indica en la Figura 13. Transformando los resultados de la fórmula (25) en coordenadas cartesianas e integrando con respecto a s , se obtiene:

$$\begin{aligned} \sigma_{xx} &= -\frac{2z}{\pi} \int_{-a}^a \frac{p(s)(x-s)^2 ds}{[(x-s)^2 + z^2]^2} \\ \sigma_{zz} &= -\frac{2z^3}{\pi} \int_{-a}^a \frac{p(s) ds}{[(x-s)^2 + z^2]^2} \quad (26) \\ \sigma_{xz} &= -\frac{2z^2}{\pi} \int_{-a}^a \frac{p(s)(x-s) ds}{[(x-s)^2 + z^2]^2} \end{aligned}$$

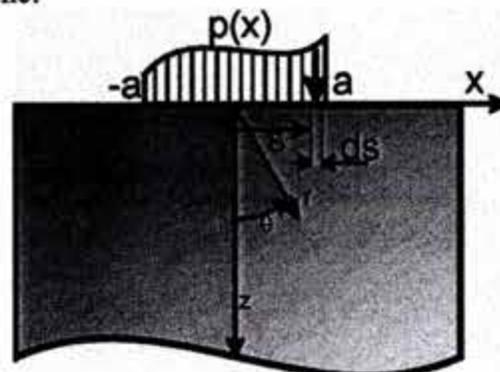


Figura 13. Esquema que indica las variables utilizado para la obtención de la integral de Green para una presión distribuida sobre el intervalo $[-a, a]$.

Estas integrales son singulares en el punto $x=s$. Su evaluación se lleva a cabo en los dominios $[-a, s-\xi]$ y $[s+\xi, a]$ y calculando el límite $\xi \rightarrow 0$. Su evaluación analítica es posible únicamente en casos especiales. Generalmente, debido a la complejidad de los cálculos involucrados, se limita el análisis a los desplazamientos de la superficie de contacto. Indicando:

$$u_x|_{z=0} = w_x \quad u_z|_{z=0} = w_z \quad \frac{dw_x}{dx} = w'_x \quad \frac{dw_z}{dx} = w'_z,$$

se puede escribir:

$$w_x = -\frac{(1-2\nu)(1+\nu)}{2E} \left(\int_{-a}^x p(s) ds - \int_x^a p(s) ds \right) \quad (a); \quad w_z = \frac{2(1-\nu^2)}{\pi E} \int_{-a}^a p(s) \ln \frac{z_0}{|x-s|} ds \quad (b)$$

$$w'_x = -\frac{(1-2\nu)(1+\nu)}{2E} p(s) \quad (a'); \quad w'_z = \frac{2(1-\nu^2)}{\pi E} \int_{-a}^a \frac{p(s)}{|x-s|} ds \quad (b')$$
(27)

El desplazamiento de un semiplano infinito bajo una fuerza vertical será infinito, por lo que generalmente se prefiere el uso de las ecuaciones 23-a' y 23-b' en vez de las ecuaciones a y b, los cuales contienen el nivel de referencia arbitrario z_0 es igual a la deformación ϵ_{xx} en la superficie. Igualando la expresión 23-a' con la correspondiente expresión para ϵ_{xx} [70], se obtiene para el plano $z=0$ que:

$$\sigma_{xx} = -p(x) \quad (28)$$

Los integrales involucrados en las ecuaciones (27) corresponden por lo general al área de las funciones trascendentes superiores y han sido elaborados principalmente por la escuela rusa. En la literatura básica sobre el tema, se suele limitar la discusión a tres casos clásicos:

$$p(x) = p_0 \quad (a); \quad p(x) = p_0 \sqrt{1 - \frac{x^2}{a^2}} \quad (b); \quad p(x) = \frac{p_0}{\sqrt{1 - \frac{x^2}{a^2}}} \quad (c)$$
(29)

La ecuación 25-a es el caso sencillo de una presión constante sobre un área determinado y no encuentra aplicación en el presente trabajo. El caso 25-b es importante ya que predice desplazamientos superficiales que corresponden a los dados en la ecuación (25). Esto es el celebrado caso del contacto Hertziano. La elaboración completa del ejemplo se encuentra en libros de texto [8,70] y fue utilizado en una forma más elaborada para el cálculo de las distribuciones de presión presentadas en la figura 4 de la introducción [14]. Asimismo, la distribución Hertziana es la herramienta básica para muchos análisis aproximados en el estudio del contacto entre las asperezas de dos superficies rugosas. En el presente trabajo resultará que la obtención de un resultado cuantitativo de fácil accesibilidad es de menor importancia (no se dispone de los datos elementales para introducirlos en los cálculos) y se preferirá presentar un análisis teórico más completo [71] para indicar los principios físicos que pueden explicar ciertos fenómenos de desgaste.

El caso 25-c merece un breve análisis. Los desplazamientos w_z que corresponden a esta distribución son constantes en el intervalo $]-a, a[$, por lo que corresponde a la indentación del medio por un cuerpo rígido rectangular. Es evidente de la fórmula que para este caso se

requiere de una presión infinita en los bordes del contacto. Esta singularidad, que es de la forma \sqrt{x} , tiene gran similitud a la que se encuentra en la punta de una grieta en un medio continuo. Un material real responderá a este tipo de esfuerzos mediante la generación de una zona plástica o por agrietamiento. Para un indentador elástico o con bordes redondeados, la forma de la singularidad será del tipo $x^{1/m}$, con $m \leq 2$ [72-75]. Este problema se relaciona de manera directa con el fenómeno de ludimiento ya que explica la iniciación de grietas en una superficie en contacto sujeta a vibraciones de baja amplitud (remaches, acoplamientos de cola de golondrina en turbinas etc).

Cuando los dos cuerpos en el contacto están expuestos únicamente a una fuerza normal P y cuando son elásticamente similares, no existirá movimiento relativo w_x^{12} entre las partículas de su superficie (\equiv deslizamiento paralelo a la superficie de contacto entre cuerpo 1 y 2). Si ahora se permite que además de la fuerza normal P actúe también una fuerza tangente T y un par M , se generan esfuerzos de deslizamiento $q(x)$ además de $p(x)$. En el instante que $q(x) \geq \mu p(x)$, se observa que $w_x^{12} \neq 0$ y se tiene que distinguir entre la zona de adherencia ($w_x^{12} = 0 ; x \in \mathfrak{S}_a$) y la zona de deslizamiento ($w_x^{12} \neq 0 ; x \in \mathfrak{S}_d$). Un tratamiento general de este problema fue elaborado por Chiavarella [71,72], quien logró obtener una expresión en forma de ecuación integral para la determinación de $q(x)$ dentro de la zona \mathfrak{S}_d (dentro de \mathfrak{S}_d vale sencillamente que $q(x) = \mu p(x)$). La teoría se elabora mediante el cálculo inicial de $w'_x(x)$ mediante la integral (26). Esto permite establecer el tamaño de la zona de contacto $\mathfrak{S} = \mathfrak{S}_a \cup \mathfrak{S}_d$. Se procede a escribir:

$$q(x) = \begin{cases} \mu p(x) + q^*(x) & x \in \mathfrak{S}_a \\ \mu p(x) & x \in \mathfrak{S}_d \end{cases}$$

con lo que se encuentra:

$$w'_x = \frac{A}{\pi} \int_{\mathfrak{S}_d} \frac{-q^*(\xi)}{f(x-\xi)} d\xi \quad (30)$$

en la cual se tiene que:

$$A = \frac{\kappa_1 + 1}{4\mu_1} + \frac{\kappa_2 + 1}{4\mu_2} \quad ; \quad \kappa = 3 - 4\nu$$

(30) es de la misma forma que (26). Por consecuencia, las soluciones para el problema de contacto por fuerza normal se pueden aplicar al problema general, donde el tamaño de \mathfrak{S}_d se determina por el equilibrio de fuerzas tangenciales, el cual se establece de manera analítica siempre y cuando la solución analítica está disponible en términos de las condiciones laterales o se puede calcular de manera numérica a través de incrementos graduales de la fuerza tangente T . El dominio \mathfrak{S} no necesita ser simplemente conectado, por lo que el problema del contacto entre superficies rugosas está inherentemente contenido en la solución. Si bien los resultados han sido aplicados principalmente al problema de ludimiento, se pueden relacionar con el problema de desgaste adhesivo.

Hasta este punto, se ha tratado únicamente el caso de deformaciones elásticas. El análisis se complica significativamente cuando se permite la deformación plástica de uno de los

cuerpos sólidos. En dicho caso será necesario calcular el nivel del esfuerzo de Von Mises en función de la posición dentro de la zona deformada:

$$\sigma'(x, z) = \frac{\sqrt{2}}{2} \left[(\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2 + (\sigma_{yy} - \sigma_{zz})^2 + (\sigma_{zz} - \sigma_{xx})^2 + \frac{1}{6} (\sigma_{xy}^2 + \sigma_{yz}^2 + \sigma_{zx}^2) \right]^{1/2} \quad (31)$$

El criterio de cedencia $\sigma'(x, z) = \sigma_c$ (el esfuerzo de cedencia bajo un estado de esfuerzos uniaxial) determina el límite entre la zona elástica y plástica. Para deformaciones planas ($\varepsilon_{yy} = \varepsilon_{xy} = \varepsilon_{yz} = 0$), utilizando las ecuaciones de Leví-Mises, se demuestra que para los esfuerzos principales:

$$\sigma_{II} = \frac{\sigma_I + \sigma_{III}}{2} \quad (32)$$

$$\sigma'(x, z) = \frac{\sqrt{3}}{3} (\sigma_I - \sigma_{III}) \quad (33)$$

El criterio de Von Mises para deformación plana es equivalente al criterio de Tresca con excepción del factor numérico (Von Mises: $1/\sqrt{3} \approx 0.58$, Tresca: 0.5).

En la superficie en contacto, considerando únicamente presiones normales, se encuentra con (28), (32) y (33) que $\sigma_I = \sigma_{II} = \sigma_{III} = -p(x)$, es decir, el estado de esfuerzos es una compresión hidrostática, la cual no genera deformación plástica, independiente del nivel de p ($\sigma' = 0$). Por lo tanto, la deformación plástica iniciará en algún punto por debajo de la superficie. Al aumentar la fuerza tangente se generan esfuerzos cortantes $q(x)$ en la intercara y la presión $p(x)$ necesaria para lograr la deformación plástica por debajo de la superficie disminuye. Al mismo momento, el valor de z donde se alcanza $\sigma'(x, z) = \sigma_c$ disminuye y la zona plástica se ubica más cercana a la superficie. El análisis presentado con anterioridad indica que no existirá plasticidad en el plano $z=0$ para $x \in \mathfrak{S}$ hasta que no se alcance el nivel $q(x) = k$ (con $k = 1/2 \sigma_c$ para Tresca y $k = 1/\sqrt{3} \sigma_c$ para Von Mises). En realidad, esta situación es relativamente común. Basta con considerar la distribución de presiones 29-c y sustituirla en $q^*(x)$ para encontrar un esfuerzo cortante infinito¹ en el límite entre \mathfrak{S}_a y \mathfrak{S}_d .

El concepto de la deformación plástica en la superficie de contacto \mathfrak{S} no se tiene que confundir con la deformación plástica en la superficie fuera de \mathfrak{S} (superficie libre). Esta situación ocurre (para un punzón plano y un material rígido-plástico) a una presión de:

$$p = 2k \left(1 + \frac{\pi}{2} \right) \quad (34)$$

Este resultado se discutirá en todo detalle en el capítulo de modelado de los experimentos. Mientras la presión no llegue a este valor crítico, la zona de deformación plástica estará contenida por completo por material elástico. Definiendo la deformación en el punto de

¹ Evidentemente, al permitir deformación plástica, la distribución $q(x)$ que describe un desplazamiento w_x constante no es la 29-c y el esfuerzo cortante nunca será mayor que $\tau_c(\varepsilon)$.

cedencia ε_c ($\varepsilon_c = \sigma_c/E$, con E el módulo de Young) y la deformación equivalente según Von Mises como:

$$\varepsilon' = \frac{\sqrt{3}}{2} \left[(\varepsilon_I - \varepsilon_{II})^2 + (\varepsilon_{II} - \varepsilon_{III})^2 + (\varepsilon_{III} - \varepsilon_I)^2 \right]^{1/2} \quad (35)$$

se obtiene que $\varepsilon' < \varepsilon_c$ corresponde a deformación elástica, mientras $\varepsilon' \geq \varepsilon_c$ significa plasticidad. Sin embargo, mientras que la zona plástica esté contenida dentro de la zona elástica, la deformación no será mucho mayor que ε_c . Se puede demostrar que si se aplica la presión externa de manera intermitente (por ejemplo por una carga cíclica), se generan esfuerzos residuales que tienden a contrarrestar su causa (la deformación plástica). Por lo tanto, después de varios ciclos de carga, se observa que la suma del campo de esfuerzos residuales y el campo de esfuerzos exteriores es tal que $\sigma' \leq \sigma_c$ en toda la zona por debajo del contacto y la deformación plástica deja de manifestarse. Este fenómeno se describe en inglés como "shakedown", el cual se puede traducir tentativamente como "sacudimiento".

El estudio de la transición de comportamiento elástico a plástico es de primera importancia para la comprensión de varios importantes mecanismos de desgaste, entre ellos la adhesión, la fatiga superficial y el ludimiento. El almacenamiento de energía en subestructuras formadas por dislocaciones representa un cambio permanente de la estructura del material, de tal manera que representa el inicio del daño interno que generará la pérdida de peso, la cual se mide en forma de desgaste. Por lo tanto existe gran interés en los fenómenos que ocurren en las singularidades del campo de esfuerzos que se generan en los límites de \mathfrak{S} y \mathfrak{S}_a . El carácter de estas singularidades, en presencia de plasticidad incipiente, se puede averiguar a través del análisis asintótico (73,74). Se demuestra, entre otras cosas, que la geometría y el tamaño de la zona plástica depende de la secuencia de aplicación de carga, contrario al problema elástico, donde por el principio de superposición se puede elegir aquella secuencia que más facilite el análisis. Esta conclusión, entre otros detalles, revela la importante influencia de cargas tangentes oscilantes. Asimismo, el asunto del sacudimiento y los límites bajo los cuales se presenta este fenómeno sigue atrayendo gran interés, debido a su importancia para determinar la acumulación de daño en una zona de contacto.

2.2.3. Fricción

El concepto de la fricción está íntimamente relacionado con el contacto, por razones evidentes. A pesar de la gran sofisticación alcanzada en el análisis de la mecánica del contacto, no existen a la fecha modelos que relacionan los dos conceptos de manera unívoca. La razón básica es que el problema de fricción involucra mucho más parámetros que la presión de contacto. Por lo tanto, las dos leyes de Amontons, establecidas en 1699, siguen formando el marco simplificado dentro del cual se estudian los fenómenos de fricción [8,70,76]. Estas leyes se tienen que considerar como cualitativas y existen numerosas excepciones de ellas. La primera ley de Amontons dice que la fricción entre dos cuerpos es proporcional a la fuerza normal, mejor conocida en la forma $T = \mu P$, aunque el símbolo μ y el concepto de coeficiente de fricción fueron introducidos más de cincuenta años después por Euler. La segunda ley de Amontons dice que la fricción es independiente del área de contacto entre los dos cuerpos, siempre que la fuerza normal P se mantiene constante.

El ingeniero moderno aceptará sin problema la primera ley de Amontons, así como el católico medieval supo que la tierra era plana. Por el otro lado, la segunda ley no coincide con la intuición. La contradicción con la intuición se debe a la diferencia entre el área nominal de contacto, utilizada en la segunda ley de Amontons y el área de contacto verdadera, obtenida a través de un análisis del comportamiento de las asperezas de una superficie ingenieril, basándose en los principios descritos en la sección anterior. Se comprende que la probabilidad de encontrar un punto de contacto entre las asperezas de una superficie con la superficie opuesta será baja cuando la fuerza normal sea reducida. Por lo tanto, el área de contacto verdadera será limitada y la presión $p(x)$ en el área de contacto alta. Al aumentar la fuerza perpendicular P , la cantidad de asperezas que conforman el contacto verdadero aumenta y la fuerza se dividirá sobre un área mayor. Si se considera que las extremidades de muchas distribuciones estadísticas pueden modelarse como una función exponencial (distribución de Poisson) y postulando que las asperezas se pueden representar como esféricas, se puede obtener el modelo de Greenwood y Williamson [76], el cual confirma la segunda ley de Amontons de manera cuantitativa. La derivación matemática es elegante pero no aporta información relevante para la tesis, por lo que se mencionarán aquí únicamente las dos conclusiones principales.

Primero, el área de contacto de cada aspereza individual aumenta con el incremento de P , pero, como durante cada incremento se generan nuevos puntos de contacto (inicialmente pequeños), el área promedio de contacto de cada aspereza es constante y su número se incrementa. Este punto ha sido causa de confusión y a veces se postula que el área de los puntos de contacto individuales es constante y únicamente incrementa su número. Sin embargo, la teoría concuerda con el concepto de la superficie de contacto fractal [65]. Por el otro lado, si se llevan a cabo los cálculos completos, se concluye que la presión promedio de contacto, p_m , definida por la fuerza normal dividida por el área verdadero de contacto es constante. Si se considera que el radio de curvatura de todas las asperezas es igual a una constante r_a y que la desviación estándar de la distribución estadística que representa la altura de las asperezas es igual a σ_a , Greenwood y Williamson demostraron que:

$$p_m = CE^* \sqrt{\frac{\sigma_a}{r_a}} \quad ; \quad \frac{1}{E^*} = \frac{1}{E_1} + \frac{1}{E_2} \quad (36)$$

Donde la constante C se puede calcular por integración numérica. $C \approx 0.39$.

Para asperezas esféricas, la distribución de presiones es Hertziana (ec. 25-b) y el esfuerzo cortante máximo es aproximadamente igual a $0.47p_m$ a una profundidad de $0.78a$, donde a es el radio del contacto. Poniendo $k=0.47p_m$ y considerando que k es aproximadamente proporcional con la dureza H del material, se llega a la conclusión que la condición para generar deformación plástica en el contacto entre superficies rugosas es la siguiente:

$$\frac{E^*}{H} \sqrt{\frac{\sigma_a}{r_a}} = \Psi = C^u$$

A Ψ se le conoce como el índice de plasticidad y el inicio de la deformación plástica ocurre alrededor de valores de $\Psi \approx 1$. Para valores muy inferiores a 1, la superficie será elástica, mientras que $\Psi \gg 1$ significa plasticidad generalizada. $\Psi \approx 1$ representa un caso interesante, el cual aparecerá como punto de discusión en capítulos posteriores.

Lo anterior explica porqué la fricción es independiente del área aparente de contacto. No explica la disipación de energía en superficies en contacto sujetas a movimiento relativo, ni tampoco aclara la resistencia contra el inicio de movimiento entre superficies estacionarias. Para el caso de fricción estática, basta con recordar el clásico modelo de las fuerzas y el potencial interatómico, el cual indica que un par de átomos a una distancia finita ejercerán una fuerza de atracción. Así se genera un enlace químico o físico entre las dos superficies siempre y cuando se acercan hasta distancias del orden del radio de equilibrio r_0 ($\cong 0.2\text{nm}$). Por lo tanto, el coeficiente de fricción dependerá de la extensión del área de contacto y de la energía de los enlaces formados dentro del área de contacto. Si éstos son de carácter químico, como puede ser el caso de dos metales afines en su estado puro, la fuerza será elevada y la fuerza tangencial necesaria para el movimiento relativo entre los dos cuerpos puede alcanzar valores que son de un orden de magnitud mayor que la fuerza normal. Se obtendrá un coeficiente de fricción significativamente mayor que uno. Alternativamente, si las superficies son contaminadas, oxidadas o lubricadas, los enlaces serán físicos con una energía cien o mil veces menor que en un enlace químico. El coeficiente de fricción se encontrará entre 0 y 1, aunque este último valor no es un límite.

La disipación de energía se explica fácilmente en el caso del contacto lubricado, ya que la teoría hidrodinámica proporciona los cálculos para determinar el calor generado por la viscosidad del fluido. En sólidos sujetos a condiciones elásticas se puede explicar la disipación de energía por el efecto de la fricción interna, la cual se basa principalmente en el movimiento de segmentos de dislocaciones alrededor de sus posiciones estacionarias y la interacción de este fenómeno con las demás imperfecciones presentes en el cristal [78]. La cantidad de energía mecánica así transformada es mínima y su aportación por lo general es despreciable si existe una fricción y desgaste significativos. En contactos rodantes no lubricados ensayados después del rodaje, la fricción interna es probablemente el único mecanismo importante para determinar la energía perdida por fricción macroscópica.

Otro proceso que puede disipar energía mecánica es la transformación de fase, la cual puede ser difusiva o adifusiva (martensítica). En este proceso se absorbe una cantidad L (calor latente) por mol de material transformado. Esta energía se almacena como energía química, aunque el calor equivalente se puede eliminar por conducción si la transformación es reversible. Un ejemplo de este último fenómeno se da cuando parte de la superficie se funde durante el contacto para posteriormente solidificarse en ausencia de pérdidas de material. Otro caso se da en aleaciones que muestran una transformación martensítica reversible [28,29] (hiperelasticidad, memoria de forma). El material transforma en el momento de que esté bajo demandas severas (impacto, contacto entre asperezas), transformando la energía mecánica en energía química y regresa a su estado original cuando las sollicitaciones disminuyen, transformando la energía química en calor.

Cuando el material rebase su límite de cedencia, se genera deformación plástica, es decir, movimiento de dislocaciones. Por lo general, esta deformación no es macroscópica, sino ocurre a la escala de los contactos entre asperezas o en la vecindad de discontinuidades que pudiesen estar presentes en el material como microgrietas y partículas de segunda fase.

La energía disipada en un volumen elemental dV se da por:

$$dE = \int \sigma_y \, d\varepsilon_y \, dV$$

De esta energía, entre el 90 y el 99% se disipa en forma de calor, el resto se almacena en entidades subestructurales (subceldas, subgranos, bandas persistentes de deslizamiento) [79,80]. Para problemas de desgaste, donde frecuentemente se cuenta con solicitaciones unidireccionales cíclicas, esto tiene como consecuencia que se puedan generar concentraciones de deformación locales extremos, las cuales últimamente pueden generar la falla de la superficie. La fractura, sea ésta dúctil o frágil, es el último mecanismo que absorba energía mecánica, esto a través de la formación de una superficie nueva con energía γdA , siendo γ la energía superficial.

En cojinetes, el contacto directo entre asperezas está limitado al caso de lubricación de frontera, cuando la película hidrodinámica alcanza espesores similares a la altura de las asperezas más pronunciadas [81-83]. En este momento, parte de la fuerza transmitida de eje a cojinete se transmitirá a través del contacto sólido-sólido. Las pérdidas de potencia por fricción son mínimas en este punto, pero el desgaste empieza a acelerar. Desde el momento que incrementa el claro de lubricación se eliminan los efectos de desgaste causados por el contacto metal-metal, pero la disipación de energía por viscosidad incrementa. Por el otro lado, si el claro disminuye por debajo del régimen de lubricación de frontera, la carga se transmite por contacto sólido, la fricción incrementa de manera súbita y los fenómenos de desgaste aceleran. Este régimen corresponde a la operación normal de los anillos de sellado en los pistones. En los cojinetes ocurre cuando el motor opera a bajas velocidades y/o alto par y en lo general, según el análisis de Priest y Taylor [10], corresponde con mayor frecuencia a la operación de un motor de combustión interna moderno.

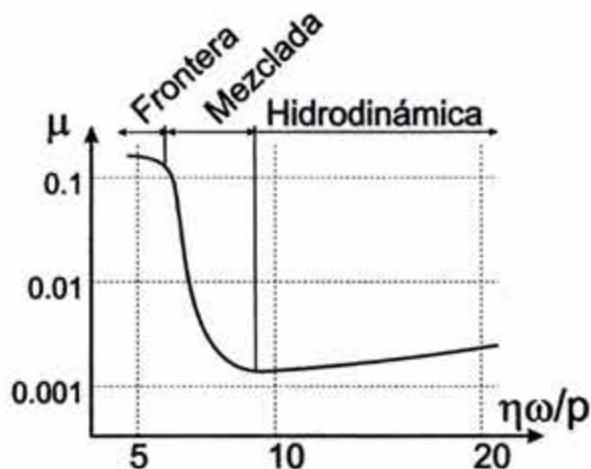


Figura 14. Curva de Stribeck.

No se dispone a la fecha de un análisis cuantitativo de este régimen, debido a la complejidad tanto del análisis hidrodinámico para superficies rugosas como del análisis de contacto entre sólidos. Sin embargo, los fenómenos físico-mecánicos involucrados se conocen en suficiente detalle para poder estimar, en función de las teorías antes resumidas, el efecto que tiene este modo de operación en la eficiencia y durabilidad de los componentes mecánicos involucrados. Un malentendido proveniente de estudios tempranos de la lubricación de frontera que se tiene que eliminar es el concepto que esta situación inevitablemente involucra un importante componente de contacto sólido.

Esta problemática fue reconocida hace muchos años por Stribeck (véanse las refs. [8,9,11,81-83]). El eje X de la curva de Stribeck se da por un parámetro adimensional $\eta\omega/p$, la viscosidad del lubricante multiplicada por la velocidad angular dividida por la presión nominal en el cojinete. En la ordenada se grafica la fricción macroscópica del sistema ($T=\mu N$)²; un resultado típico se presenta en la Figura 14. Por lo general, se considera que el caso de lubricación mezclada corresponde a una combinación de los dos regímenes ya discutidos. Se supone que la presión se distribuye como: $p=\lambda p_s+(1-\lambda)p_h$. En esta fórmula, p es la presión total en la zona de contacto, λ es la fracción de área correspondiente al contacto sólido-sólido, con una presión promedio p_s . p_h es la presión promedio en la película lubricante. Bajo condiciones de lubricación mezclada, existe una relación unívoca entre fricción y desgaste. En la zona de contacto, únicamente las asperezas más elevadas sufrirán desgaste. Aún cuando la velocidad entre dos componentes lubricados se reduce a cero, implicando un espesor de película igual a cero según la teoría hidrodinámica, los metales serán separados por películas fisisorcias³ de polímeros provenientes del aceite. Estos pueden consistir de aceite polimerizado y moléculas absorbidos en la superficie del metal. Asimismo, la oxidación ligera de la superficie metálica implica que se formarán enlaces secundarios entre los contactos en vez del más resistente enlace metálico. Por lo tanto, durante el arranque del motor, cuando las velocidades relativas entre las superficies son bajas, se genera mucho menos daño de lo que se pudiese esperar con base en el análisis hidrodinámico puro. En el régimen de lubricación mezclada, los efectos de "sacudimiento" y plasticidad cíclica se llevarán a cabo a la escala de las asperezas individuales. Esto puede llevar a efectos de rodaje, en el cual el desgaste inicial es alto, para llegar a una tasa despreciable durante el resto de la vida de la pieza, efectivamente evolucionando hacia el régimen de lubricación hidrodinámica pura.

2.3. Desgaste

2.3.1. Complejidad del problema.

Una cantidad considerable de trabajos que pretenden revisar alguna clase de fenómenos de desgaste comienzan o terminan su discusión con el comentario de que un análisis completo de los mecanismos involucrados no está al alcance de las teorías disponibles. Estas obras indican que cualquier forma de análisis cuantitativo tiene una precisión limitada o es aplicable únicamente a algunos regímenes o al área abarcada por los experimentos ejecutados [81-89]. Una posible excepción es la erosión por lluvia el cual se simplifica por la relativa sencillez del medio erosivo, la corta duración de exposición de sistemas afectados y por su importancia estratégico, ya que se trata del daño que sufren proyectiles y aviones supersónicos al atravesar nubes y niebla. Su comprensión y prevención es esencial para la construcción de sistemas que permitan a una potencia mundial de mantener su

² la fricción macroscópica se define por la fuerza tangente sobre el eje, calculado con base en el par y la fuerza normal, considerando el cojinete como una caja negra. Definiciones similares se encuentran sin problema para ensayos de perno sobre disco (Ing.: pin on disc).

³ la fisiorción es el fenómeno de adsorción sobre una superficie en el cual no se formen enlaces químicos primarios.

hegemonía, por lo que las inversiones en su análisis probablemente han sido significativamente mayores que lo invertido en otras áreas similares.

Otro problema del cual se ha pretendido haber alcanzado resultados cuantitativos es el desgaste en contactos rodantes. El análisis mecánico (engranes, rodamientos, baleros) parece estar al alcance del modelo teórico Hertziano y la zona de daño, por lo menos en las fases incipientes, se mantiene aislado del medio ambiente. Sin embargo, la gran cantidad de publicaciones recientes que tratan el asunto indican que el problema no ha sido resuelto de manera cuantitativa [90-96] y el mecanismo fundamental que causa este tipo de daño ha sido objeto de fuertes debates en los últimos años [84,97-100].

La complejidad que representa la descripción, el análisis y la predicción del desgaste se debe principalmente a la compleja interacción de factores mecánicos, metalúrgicos y ambientales. Para empezar, ni siquiera existe una clara distinción entre los diferentes mecanismos de desgaste descritos en la literatura. Abrasión, pulido y erosión tienen en común el hecho de que existen partículas ajenas que remueven materia de la superficie afectada. Sin embargo, para el caso de abrasión existe un componente de deformación subsuperficial, causado por el impacto normal de las partículas erosivas, el cual tiene relaciones evidentes con lo que se observa en desgaste por impacto, impacto de líquido y cavitación. Cualquier fenómeno de desgaste expone superficies frescas al medio ambiente, las cuales son altamente reactivas en un inicio y el fenómeno de corrosión se activa inmediatamente. Asimismo, muchos fenómenos de desgaste involucran la formación de grietas superficiales, cuya propagación se afecta de manera crítica por el medio ambiente mediante corrosión bajo esfuerzos y corrosión con fatiga.

El trabajo de Lim y Ashby [84], quienes elaboraron el concepto del mapa de desgaste se ha considerado como un avance principal en el estudio de desgaste, por haber resumido en un sólo mapa la mayoría de mecanismos de desgaste conocidos para la fricción no-lubricada de acero con acero. El principio del mapa de desgaste es sencillo, consistiendo en la ubicación de los diferentes modos de desgaste y la correspondiente velocidad de desgaste en función de los parámetros de operación.

La cantidad de parámetros involucrados es grande y su conjunto no necesariamente define un espacio vectorial de variables. Después de limitar el estudio a ensayos de perno de acero sobre disco de acero sin lubricación, se procede con la definición de tres parámetros adimensionales, definidos como la presión y la velocidad normalizada (\bar{P} y \bar{U}) y la velocidad de desgaste adimensional (\bar{W}).

$$\bar{P} = \frac{P}{AH} \quad ; \quad \bar{U} = \frac{Ur}{k} \quad ; \quad \bar{W} = \frac{W}{A} \quad (37)$$

En (37), P representa la carga vertical, A el área de contacto, H la dureza Vickers o Brinell (expresada en Mpa), U la velocidad relativa entre las piezas, r el radio de curvatura de la punta del perno, k la conductividad térmica y W es la velocidad de desgaste. Para el caso bajo consideración, acero con acero sin lubricación en aire "normal", se distinguen el régimen de desgaste despreciable, desgaste por delaminación, desgaste por oxidación ligera y severa, desgaste por fusión y desgaste por arranque de partículas. Se demuestra que cada mecanismo predomina en una cierta área del diagrama $\bar{P}-\bar{U}$ y que las velocidades de desgaste aparecen como isóneas dentro de esta gráfica. No tomando en cuenta las incongruencias generados por el efecto de la transformación martensítica que puede ocurrir

durante el desgaste de aceros, se puede concluir que del análisis es relativamente exitoso. Esto se debe al hecho de que se utiliza una escala logarítmica para \dot{P} y \dot{U} , los cuales alcanzan rangos de diez órdenes de magnitud en los trabajos revisados por Lim y Ashby, quienes consideraron un error de diez a veinte por ciento (en la escala logarítmica decimal) como aceptable.

Este último punto es la mejor ilustración de la complejidad del análisis y predicción del desgaste. Si bien los físicos y metalurgos pueden aceptar tal error como aceptable, para el diseñador resulta crítico saber si un cojinete alcanzará 5000 o 500 000 km. La presente tesis no resolverá este problema, aún si tiene como objetivo hacer un primer paso en la buena dirección. No se pretenderá construir de alguna manera un análogo al mapa de desgaste, pero se aprovechará un concepto básico de este tipo de análisis, el cual consiste en dividir los mecanismos en función del proceso fundamental que está en su raíz. Más que describir todos los mecanismos de desgaste que se distinguen en la literatura, se dividirá el desgaste en cuatro mecanismos fundamentales que interactúan para generar los distintos fenómenos descritos por otros autores. Esto, en sí, es una conclusión más que una revisión de literatura, pero permite comprimir de manera importante la cantidad de información recabada en este capítulo. Se estudiarán en las siguientes tres secciones los problemas de adhesión, fatiga dentro del régimen de la elasticidad lineal (LEFM, linear elastic fracture mechanics) y corrosión. Después se dedicará una sección separada a la literatura que estudia la influencia de la deformación plástica en el desgaste. En ésta, se intentará demostrar que para los materiales dúctiles (e incluso los materiales frágiles sujetos a altas presiones hidrostáticas), existen relaciones evidentes entre fenómenos como abrasión, cavitación y efectos de plasticidad cíclica. El caso muy interesante del ludimiento tiene relaciones estrechas con muchos de los fenómenos discutidos en dicha sección, pero no se analizará en detalle. Al igual que en la presente sección, se combinarán amplios datos y tendencias de la literatura con la interpretación particular del autor. Esto permite reducir la discusión al final del trabajo y enfocarla hacia la esencia, es decir, el caso de los materiales tribológicos blandos.

2.3.2. Adhesión.

El fenómeno de adhesión se debe a los enlaces físicos y químicos que se forman entre las asperezas de dos superficies unidas por una presión normal. Por lo tanto, se trata de uno de los fenómenos de desgaste que se relaciona de manera más directa con el contacto y la fricción. Se ha demostrado que la deformación plástica puede causar un crecimiento del área de contacto debido a los esfuerzos cortantes. Este mecanismo aumenta la fricción y generará daño superficial a través del arranque de partículas sólidas. Dependiendo de la geometría, la afinidad química, la pureza y la dureza relativa de las superficies, puede resultar que la adhesión entre las asperezas en contacto es despreciable comparado con el límite de cedencia de ambos materiales y el fenómeno desaparece del estudio.

La deformación plástica de dos superficies en contacto inicia cuando la presión normal p alcance un valor de $2k\zeta$, donde k el límite de cedencia del material en deslizamiento sencillo y ζ una constante que depende de la configuración geométrica del contacto ($\zeta=1+\pi/2$ para el indentador plano). En presencia de un esfuerzo cortante q , se puede escribir el criterio de cedencia para deformación plana como:

$$p^2 + 4q^2 = 4k^2$$

Ahora bien, la resistencia de la intercara no puede ser mayor que k , pero sí puede ser significativamente menor. El último se presenta en superficies contaminadas u oxidadas. Tomando en cuenta esta observación y el hecho de que la restricción contra flujo plástico está dada por ζ , se puede definir un “criterio de cedencia para asperezas” (con $\zeta = \sqrt{\alpha_1}$):

$$p^2 + \alpha_1 q^2 = \alpha_2 k^2$$

Definiendo el área verdadera de contacto bajo una fuerza normal P como A_0 y el área de contacto bajo influencia de P y una fuerza tangente T como A , se obtiene que:

$$\left(\frac{A}{A_0}\right)^2 = 1 + \alpha_1 \left(\frac{T}{P}\right)$$

Esta fórmula indica que el área de contacto crece cuando, por efecto de una fuerza tangente, se alcance el límite de cedencia del material blando. Definiendo $\mu = q/p$, se obtiene:

$$\mu = \frac{q}{k} \left[\alpha_2 - \alpha_1 \left(\frac{q}{k}\right)^2 \right]^{\frac{1}{2}} \quad (38)$$

Esto demuestra que cuando $\alpha_1 = \alpha_2$ y q tiende a k , el coeficiente de fricción tiende a infinito. La primera condición se cumple de manera aproximada por consideraciones teóricas, mientras que la segunda condición está cumplida para superficies donde el esfuerzo adhesivo es mayor que el límite de cedencia del material, correspondiendo a la formación de enlaces químicos entre superficies relativamente puras o frescas.

El valor exacto de α_2 es poco importante, aunque un valor aproximado es 25 ($\zeta=5$). El valor de α_1 determinará el máximo esfuerzo cortante que puede resistir la intercara. Cuando el valor de α_1 se eleva, se puede dar el caso de que se arranquen partículas⁴ de la aleación más blanda. En casos extremos, el área de contacto verdadero puede crecer tanto que alcance valores cerca del área nominal y la aleación más dura del tribopar se “embarre” en la aleación blanda, la cual falla por deformación plástica cortante a gran escala (un ejemplo se da en la Figura 81). Lim y Ashby ubicaron este fenómeno en un valor de \bar{P} igual a 1, lo que probablemente se puede justificar por la presencia del aire, el cual permite la formación de una delgada capa de óxidos de hierro en la superficie, con una resistencia inferior al contacto acero-acero. En este régimen, el desgaste se debe a la remoción de pequeños cascarones de óxido, resultando en un desgaste lento. En ausencia de oxígeno, la soldadura en frío se puede llevar a cabo a niveles de la presión normal mucho menores (en teoría hasta $P=0$). En muchas ocasiones, la posibilidad de poder reconstruir la capa de óxidos después de que ésta fuera dañada determina la protección contra el desgaste por adhesión, la cual disminuirá con la velocidad del movimiento y aumentará con la

⁴ La palabra “seizure” en inglés se traduce como “arranque”. Esto puede causar la confusión de que se trate del daño ocasionado durante el arranque del motor. Por lo tanto, se hablará en este texto de “soldadura en frío” y “adhesión”. En el caso más extremo donde toda la superficie del material se deforma de manera plástica, la traducción correcta sería “embarrado”.

temperatura a la cual opera el sistema. En presencia de lubricantes, el papel del oxígeno disminuye y el valor de α_1 dependerá básicamente de los fenómenos típicos que ocurren en el régimen de lubricación de frontera.

Uno de los estudios fundamentales llevado a cabo en el ámbito de desgaste por adhesión es el trabajo clásico de Rabinowicz [101], quien comparó la compatibilidad de pares de metales puros en condiciones de desgaste adhesivo. Este análisis mantiene su validez a pesar de la presencia de oxígeno, ya que se puede considerar que la interacción entre los metales puros determina la extensión del daño generado cuando falle la capa de oxígeno. Rabinowicz concluyó que la adhesión y la velocidad de desgaste dependen de la solubilidad sólida observada en el diagrama de fases binario del tribopar y de la diferencia entre los radios atómicos de los dos elementos involucrados. La relación con la termodinámica metalúrgica es evidente y se elaborará en la parte final de esta tesis. Mientras tanto, basta con mencionar que los tribopares con limitada solubilidad sólida (o con imiscibilidad en estado líquido) muestran desgaste mínimo. Cabe recordar que la compatibilidad tribológica corresponde a una incompatibilidad termodinámica.

2.3.3. Fenómenos de fatiga superficial

La interrelación entre fatiga y desgaste fue reconocida relativamente temprano, tanto para el caso de las aleaciones Babbit utilizadas en cojinetes como en las superficies de contacto de baleros, rodamientos y engranes. El caso de la formación de grietas radiales en el recubrimiento tribológico de cojinetes de deslizamiento ha sido relativamente poco estudiado. Por lo general las conclusiones de dichos estudios no llegan más allá de la simple observación de que el daño está presente. Esto se debe parcialmente al hecho de que la mayoría de los estudios que tratan las aleaciones tribológicas blandas tienen un carácter tecnológico más que científico, pero también cabe mencionar que el problema es relativamente complejo. El caso de la fatiga bajo contacto rodante (engranes, baleros, rodamientos, ruedas de trenes) contrasta con el anterior, ya existen cientos de referencias al respecto. Se presentará una explicación muy reducida de los fenómenos involucrados, ya que se concluirá posteriormente que el fenómeno y sus fundamentos físicos generalmente no aplican al caso de desgaste en aleaciones tribológicas blandas.

El principal avance en el análisis de la fatiga fue la conexión entre este fenómeno y la mecánica de fractura, logrado por Paris en 1961 (citado en [79,80,102,103]). Con anterioridad, el estudio de fatiga se basaba en la aproximación de vida infinita mediante el uso de curvas S-N. Estas curvas tratan de caracterizar el tiempo para presentarse la falla. Se distinguen la fatiga a bajo número de ciclos, cuando localmente el material rebasa el límite elástico y alto número de ciclos, cuando (supuestamente) todo el material se encuentra por debajo del límite elástico. En el régimen de bajo número de ciclos, el cálculo de la fatiga se basa en la regla de Coffin-Manson. Se considera que alrededor de una posible concentración de esfuerzos (muesca, rosca, marca de maquinado, poro etc.) exista una pequeña zona donde la deformación es plástica. La variación en la deformación plástica debida a las variaciones de carga se denomina por $\Delta \epsilon^{pl}$. Se encuentra de manera empírica que:

$$\Delta \epsilon^{pl} N = C_{bnc}$$

En esta ecuación, C_{bnc} es una constante que caracteriza el número de ciclos de fatiga hasta la falla.

A mayores números de ciclos (más bien, a menor nivel de esfuerzos), la vida bajo fatiga se describe aproximadamente por la regla:

$$\Delta\sigma N = C_{anc}$$

C_{anc} se considera como constante. A esta regla, se le denomina a veces la “ley de Basquin”.

En realidad, ambas reglas describen el número de ciclos hasta el inicio de una fractura y consideran que el tiempo en el que crezca la grieta es despreciable comparado con el tiempo para nuclear el defecto. Por lo general, cada material contiene defectos iniciales como microgrietas, poros, marcas de maquinado e inclusiones frágiles. Estos defectos se pueden caracterizar por su tamaño a . La mecánica de fractura indica que la intensidad de esfuerzos debido a tal defecto es igual a:

$$K_I = \sigma_{11} f \sqrt{\pi a} \quad (\text{Intensidad de esfuerzos en modo I, tracción pura})$$

$$K_{II} = \sigma_{12} f \sqrt{\pi a} \quad (\text{Intensidad de esfuerzos en modo II, cortante en el plano de la fractura, perpendicular a la frente de la grieta})$$

$$K_{III} = \sigma_{13} f \sqrt{\pi a} \quad (\text{Intensidad de esfuerzos en modo III, cortante en el plano de la fractura, paralelo a la frente de la grieta})$$

La ley de Paris para fatiga en modo I postula que:

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^m$$

donde la derivada da/dN representa el crecimiento de la grieta en un solo ciclo de fatiga con magnitud $\Delta\sigma$. La longitud de la grieta aparece en el lado derecho de la ecuación a través de K . La ley de Paris parece ser válida para la mayoría de los metales si los valores de ΔK están por arriba de un cierto valor crítico. Esta validez se deriva en parte por la forma de la función $f(x) = kx^m$, la cual se ajusta de manera fácil a un sinnúmero de fenómenos monótonos, sin por esto representar algún sentido física. Con esta anotación no se pretende menospreciar al hecho de que la fatiga se tiene que estudiar en función de intensidad de esfuerzos, no en términos de esfuerzos. La ley de Paris no es válida para grietas cuya intensidad de esfuerzos está por debajo de un cierto límite, el cual depende de cada material en particular. En estas ocasiones, se tiene que regresar a las leyes de Coffin-Manson y Basquin, las cuales indicarán el tiempo necesario para que se genere una grieta cuya longitud es suficiente para alcanzar este valor mínimo de K_I [98]. La vida residual después de esta iniciación de grieta se determina nuevamente por la ley de Paris. Clásicamente, se considera que esta segunda fase (crecimiento de grieta) es despreciable con respecto a la primera (nucleación), pero evidentemente no hay ningún problema para combinar ambos conceptos para evaluar de manera más exacta la vida total de la pieza.

La tenacidad de un material se define como K_{Ic} , el valor crítico en el cual ocurre la fractura catastrófica. Cuando aumente la tenacidad, la precisión de la mecánica de fractura linealmente elástica disminuye debido a la presencia de una zona plástica alrededor de la punta de la grieta. El concepto de intensidad de esfuerzos pierde precisión por arriba de los $10 \text{Mpa}\cdot\text{m}^{1/2}$ y pierde su sentido físico alrededor de los $25 \text{Mpa}\cdot\text{m}^{1/2}$. Bajo estas condiciones, se puede recurrir al concepto de la integral J de Rice (elaborado en [79,80,102]). Para modo k ($k=I$ o II), J_k se da por:

$$J_k = \int_{\Gamma} \left[\left(W \delta_{kj} - \sigma_{ij} \frac{\partial u_i}{\partial x_k} \right) n_j d\Gamma \right] \quad k=1,2 \quad W = \int_0^{\epsilon_{ij}} \sigma_{ij} d\epsilon_{ij}$$

En esta fórmula, Γ corresponde con un contorno cerrado que incluye la punta de la grieta. La ecuación representa nada más que la igualdad entre la energía generada por esfuerzos exteriores y la energía elástica absorbida en el cuerpo sólido. Para un medio continuo, $J=0$, por lo que se comprende que J corresponde a la energía asociada a la presencia de la grieta dentro de Γ . En teoría, la integral J es independiente de la selección de Γ siempre y cuando no exista disipación de energía elástica dentro de Γ . Esta última condición no se puede garantizar en un material plástico. Para remediar este inconveniente, se puede aplicar el método propuesto por Alfredsson y Olsson [104]. En el límite se define:

$$\lim_{\Gamma \rightarrow 0} J_{dep} = J_{punta} = \hat{J}$$

\hat{J} es independiente del camino de integración elegido y es igual al valor de J_{dep} en la punta de la grieta. En este caso, K se relaciona de manera unívoca con \hat{J} , aun en casos no lineales a través de la fórmula:

$$K_I = \sqrt{\frac{\hat{J}_I E}{(1-\nu^2)}}$$

En el caso no-lineal, K_I se extrapola como:

$$K_I = \lim_{r \rightarrow 0} \sigma \sqrt{2\pi r}$$

La ventaja de estas formulaciones, comparadas con cualquier otro tipo de análisis de fractura y fatiga, es que se pueden implementar con gran facilidad en modelos de elemento finito. El problema fundamental en este caso es la combinación de los efectos de la cerradura de la grieta bajo esfuerzos compresivos y la combinación de fracturas en modo I y II combinado. Cabe recordar que K_I y K_{II} , por relacionarse con diferentes componentes de un tensor de esfuerzos, no se pueden sumar. Por el otro lado, J_I y J_{II} (o K_I^2 y K_{II}^2) tienen unidades de energía y se pueden combinar para generar criterios de crecimiento de grieta en modo mixto [108,111]. La clásica revisión de criterios cuantitativos para propagación de grieta bajo modos mixtos es la de Quian y Fatemi [91].

La conexión entre fatiga y delaminación en contactos rodantes se hace de manera lógica al observar que la delaminación se precede por la formación de una grieta por debajo de la superficie, la cual, al llegar a un tamaño crítico, causa el desprendimiento de una hojuela de metal. Las grietas corren paralelas a la superficie de contacto, pero conectan con ella por fisuras inclinadas. El análisis es más complicado comparado con el estudio de la fatiga bajo esfuerzos uniaxiales ya que el estado de esfuerzos parece dominarse por compresión. Una teoría clásica consiste en que la presión del aceite, infiltrada en defectos superficiales por efecto de la capilaridad, genera tracción debido a la compresión del sólido. Se ha dedicado un esfuerzo considerable al cálculo de las presiones y esfuerzos involucrados [104-107]. El resultado final es que los esfuerzos involucrados son demasiado pequeños para causar agrietamiento. Además, las grietas originan por debajo de la superficie y únicamente se conectan con ésta al final del proceso, así que el aceite inicialmente no tiene acceso a la zona donde se genera el daño.

Además, la situación se complica por el hecho de que en modo II y III, puede existir fricción entre las caras de la grieta. La fuerza inducida por fricción puede neutralizar el esfuerzo cortante que supuestamente iba a generar el daño. Este caso es análogo con el problema de cerradura de grieta por rugosidad y oxidación, las cuales se añaden de manera independiente al problema [112-114]. Se observa un crecimiento de grieta mucho más lento que lo predicho con base en ΔK , pero la predicción cuantitativa de este retardo es extremadamente difícil y fuertemente dependiente del material bajo consideración, así como de los detalles de su microestructura. Por último, hay que mencionar el problema de la transformación martensítica, la cual se manifiesta en aceros templados a través de una transformación inducida por esfuerzos [115,116].

2.3.4. Corrosión

Al igual que la fatiga, la corrosión como parte del desgaste forma un tema tan amplio que resulta imposible hacer un breve resumen de la literatura sin omitir datos importantes. Por lo tanto, se dará una breve revisión de los principios y fenómenos más importantes que se han encontrados hasta la fecha. Se comienza la discusión con el fenómeno de desgaste oxidativo [84], el cual es benéfico, para terminar con algunos ejemplos de mecanismos sinérgicos de desgaste y corrosión, causando un daño significativamente mayor a aquél que se pudiese esperar para los dos separados. Es importante recordar que tanto la corrosión como el desgaste son procesos degenerativos, disminuyendo la energía interna del sistema a la vez de incrementar su entropía.

En presencia de oxígeno, todos los metales forman una delgada capa de óxidos en su superficie. La excepción es el oro, cuya energía libre de oxidación ΔG_{Ox} es positiva. Una vez formada la capa de óxidos, se puede ver con facilidad que existirá un gradiente de energía libre a través de ésta. Este gradiente provee la fuerza impulsora para la difusión [117,118]:

$$v = \mu \frac{\partial \Delta G_{Ox}}{\partial x}$$

donde v es la velocidad de los átomos que difunden y μ su movilidad. En ciertas ocasiones, μ resulta tan baja que la velocidad de difusión se reduce a cero, como es el caso para el aluminio, cromo, titanio y estaño. Estos metales se pasivan en ausencia de fenómenos de desgaste. En otras ocasiones, la movilidad es considerable, y la capa de óxido sigue creciendo según la ley:

$$e = ct^n \tag{39}$$

en la cual e representa el espesor de la capa oxidada, c es una constante, t el tiempo de exposición al medio corrosivo y n un coeficiente cuyo valor es menor que 1. Por lo general se encuentra que el oxígeno tiene mayor movilidad, pero en ocasiones se observa que la difusión del metal predomina, en cuyo caso se generan vacantes en el sustrato debido al efecto de Kirkendall.

De lo anterior se desprende el principal efecto de la oxidación bajo condiciones ligeras de desgaste en contactos deslizantes. Al formar una delgada capa de óxidos en ambos componentes se agotan los enlaces libres presentes en la superficie de un metal puro, sustituyéndolos por oxígeno enlazado de manera iónica o covalente con el metal. Entre las

dos capas de óxidos en contacto, únicamente se pueden formar enlaces secundarios y la limitada fuerza cortante que pueden resistir éstos limita de manera directa el coeficiente de fricción a través de la fórmula (38). El desgaste se reduce al desprendimiento periódico de la capa de óxido en forma de pequeñas hojuelas, seguido por la formación de una nueva capa protectora [84,89]. Al aumentar la velocidad de rotación, se incrementa la potencia térmica en el contacto y por ende la temperatura. La movilidad de los átomos aumenta exponencialmente con la temperatura y se observa una oxidación mucho más severa. Al mismo momento y por los mismos efectos atómicos, la capa oxidada evoluciona de frágil a un material altamente viscoelástico. Se observa que la velocidad de desgaste aumenta por varios órdenes de magnitud, pero el coeficiente de fricción disminuye, debido al efecto lubricante de los óxidos viscosos.

Otro efecto benéfico de la oxidación se ha observado en procesos de ludimiento, principalmente en el contacto acero-acero. Hay que recordar que el ludimiento es un proceso de microfátiga causada por los esfuerzos generados en el límite entre la zona de contacto adherente δ_a y la de contacto deslizante δ_d en las asperezas de dos superficies que sufren un movimiento relativo cíclico de baja amplitud. El patrón fino de grietas formadas en la superficie permite el fácil acceso del oxígeno u otros iones agresivos, por lo que rápidamente se forma una capa de óxidos (llamados "azúcar moreno"). Esta capa amortigua el contacto entre las asperezas metálicas. Si por alguna razón existe la posibilidad de que estos óxidos sean removidos de la zona del contacto, la oxidación se vuelve dañina, resultando en la aceleración del ludimiento [119].

Pese a lo anterior, la aceleración del desgaste debido a la corrosión es el caso general. Ludimiento, cavitación y erosión frecuentemente ocurren en medios agresivos como gases de combustión y agua marina. Esto es el caso del ludimiento de las colas de golondrina de los alabes en turbinas de gas [119], cavitación e impacto de condensado en sistemas de vapor y bombas [88,120] y la erosión de sistemas de transporte de lodos en la industria minera y petrolera [121,122]. Asimismo, aún en casos de desgaste ligero en presencia de lubricantes, se observa que los lubricantes degradados son corrosivos. Este último efecto se puede contrarrestar con la adición de inhibidores de corrosión, pero se observa con gran frecuencia que este método es insuficiente, sea por falta de mantenimiento o por factores externos imprevistos. Omitiendo los procesos de corrosión pura, se pueden distinguir dos casos sinérgicos entre corrosión y desgaste. El primero consiste en la remoción de la capa protectora de óxidos por el proceso de desgaste. Por ejemplo, el impacto de partículas suspendidas en el medio de trabajo, el impacto de gotas de líquido en un flujo gaseoso y el colapso de burbujas de gas (cavitación) en un flujo de líquido puede generar grietas por debajo de la superficie oxidada y puede romper el óxido si éste es frágil y/o poco adherente. Este proceso expone una superficie metálica fresca y la deceleración de la corrosión predicha por (39) no se observa.

Otro fenómeno consiste en la aceleración del crecimiento de una grieta en presencia de un medio corrosivo. Este proceso se conoce como corrosión bajo esfuerzos y/o corrosión con fatiga. El fenómeno se presenta únicamente en aquellos tipos de desgaste donde interviene la formación de grietas, como lo son el ludimiento y algunos casos de fatiga superficial. Tres fenómenos fundamentales colaboran en la corrosión bajo esfuerzos. Primero, la punta de una grieta, sujeta a altos niveles de tracción, es anódica con respecto a las zonas del material libres de esfuerzos. Esto genera una oxidación acelerada de esta zona, ya que el

área del ánodo es pequeña con respecto al cátodo. Segundo, los óxidos formados generalmente son frágiles, por lo que la propagación de la grieta será más fácil. Este fenómeno es más crítico en el caso de cargas variables, ya que nunca se puede formar una capa pasivante continua en la punta de la grieta. Finalmente, bajo condiciones ácidas, la corrosión puede crear átomos de hidrógeno libres que se difunden hacia la zona de tracción alrededor de la grieta [123]. Estos átomos tienden a fragilizar esta zona y la grieta acelera.

2.4. Deformación plástica durante el desgaste.

2.4.1. Aspectos generales

La teoría básica de los aspectos generales de la deformación plástica se encuentra descrita en libros de texto [126-127]. Para los detalles omitidos en este breve resumen, se refiere a varios textos clásicos [30,78,128-130]. La deformación plástica se genera por el movimiento de dislocaciones en los distintos sistemas de deslizamiento en un monocristal cuando el esfuerzo resuelto cortante (τ_{res}) aplicado al sistema alcance un valor crítico τ_{eccr} (esfuerzo cortante crítico resuelto, τ_{crss} , critical resolved shear stress). El criterio de cedencia para un monocristal se da por la fórmula:

$$\tau_{eccr} = \tau_{res} = \sigma \cos \varphi \cos \theta \quad (\text{Ley de Schmidt})$$

en la cual φ y θ representan el ángulo entre la normal al plano de deslizamiento y la dirección de aplicación de σ y la dirección de deslizamiento y σ respectivamente. τ_{res} nunca puede ser mayor que τ_{eccr} . La deformación plástica inicia cuando este valor se alcanza en el sistema de deslizamiento con orientación más favorable. Considerando que las dislocaciones se mueven únicamente bajo el efecto del esfuerzo cortante resuelto, se concluye que al remover este esfuerzo, la dislocación se mantiene estacionaria y no regresa a su posición original. Esto significa que la deformación plástica es permanente. Asimismo, el trabajo exterior ejercido sobre el cristal se transforma en calor⁵ Por consecuencia, la deformación plástica es termodinámicamente irreversible. La deformación total para un cristal con densidad de dislocaciones ρ_d que tienen vector de Burgers \mathbf{b} y que viajan un promedio de distancia igual a l se da por: $\gamma = b\rho_d l$

La ley de Schmidt se tiene que aplicar para todos los sistemas de deslizamiento de la red cristalográfica correspondiente. Estos son los $\{111\}\langle 110\rangle$ para el cúbico centrado en la cara y los $\{111\}\langle 110\rangle$, $\{111\}\langle 112\rangle$ y a veces los $\{111\}\langle 123\rangle$ para el cúbico centrado en el cuerpo. Bajo un estado triaxial de esfuerzos, se pueden elaborar las fórmulas tensoriales correspondientes. Sin embargo, por lo general se estudian policristales. Existe amplia evidencia que en este caso la ley de Schmidt no genera una representación adecuada del comportamiento plástico y se puede aplicar la teoría de Taylor, postulando que la deformación plástica ϵ^p_g aplicada a cada grano es igual a la deformación plástica ϵ^p impuesta al policristal. Tomando en cuenta que la deformación plástica no causa cambios de volumen, se concluye que únicamente el tensor deviatorico de deformaciones determina

⁵ Con excepción de una pequeña porción que se mantiene en forma de energía elástica por la mutua interacción de las dislocaciones y la interferencia de éstas con otras entidades microestructurales.

la deformación. ϵ^p es simétrico y $\text{tr}\{\epsilon^p\}=0$, por lo que el tensor ϵ^{dp} tiene cinco componentes independientes. La deformación ϵ^p por deslizamiento sobre un sólo sistema de deformación es una constante con excepción de un factor escalar que indica la magnitud de dicho deslizamiento. Se puede escribir

$$\epsilon^{dp} = \sum_{i=1}^5 k_i \epsilon_i^p$$

Esto corresponde al hecho de que la deformación total se compone por la combinación lineal de la deformación sobre cinco sistemas de deslizamiento en el caso general. La combinación de los k_i se determina a través del teorema de que la energía plástica disipada tiene que ser mínima. En la práctica se encuentra la combinación de sistemas de deslizamiento mediante la programación lineal [30].

El método de Taylor respeta la compatibilidad de deformaciones pero viola el equilibrio de esfuerzos. Por lo tanto, se clasifica entre los métodos de límite superior. El método correspondiente de límite inferior es el método de Sachs. Se han presentado numerosos intentos de mejorar este limitante, entre los cuales destacan los modelos auto-consistentes (véase ref. [131] para una revisión relativamente reciente). La importancia de estos modelos es que permiten definir el lugar geométrico de la cedencia en el espacio cincodimensional de la deformación plástica. Dicho lugar geométrico determina de manera unívoca aquellos estados de deformación que corresponden a una deformación plástica. En realidad, se utiliza con mayor frecuencia la forma recíproca de este lugar, determinado en el espacio de los cinco componentes independientes del desviador de esfuerzos. El lugar geométrico de fluencia se describe como:

$$k=f(\sigma^d)$$

En este criterio se considera que k es una función de la historia de deformación que toma en cuenta los efectos del endurecimiento o ablandamiento por la deformación. f es una función escalar que por lo general se considera independiente de la historia de deformación. Para cualquier valor de $f < k$ se obtiene una deformación elástica y $\epsilon=C\sigma$, con C el tensor de flexibilidad ("compliance", tensor de cuarto orden). Para $f=k$, se obtiene una deformación plástica, la cual se suma a la elástica. En este caso, no existe una relación unívoca entre esfuerzos y deformaciones, sino se encuentra que $d\epsilon=F(\sigma)$, es decir, el incremento de la deformación se relaciona mediante una función tensorial con el estado de esfuerzos. El caso más sencillo se da por las clásicas ecuaciones de Leví-Mises.

Cuando la orientación cristalográfica preferencial (textura) cambia por efectos de la deformación o cuando existen cambios en el sentido o la dirección de la deformación dentro del espacio formado por los componentes del tensor de deformación, se observa que la forma funcional de f cambia de manera significativa. Dicho cambio por lo general no es monótono. Estos efectos son importantes en el estudio del desgaste de los materiales dúctiles. Se dispone de los modelos recientes de Peng y Fan (modelo isotrópico) y de Peeters et al. [131] (modelo policristalino anisotrópico), aunque en el estudio del desgaste se han manejado modelos mucho más sencillos.

El análisis detallado de la plasticidad policristalina es una condición indispensable para la comprensión total de los efectos que tiene la deformación plástica en el desgaste, pero exige la determinación de la textura cristalográfica del material de la superficie antes y

durante el desgaste, así como esfuerzos significativos de programación y cómputo. Por lo tanto, se ha simplificado el análisis en varios aspectos. La simplificación más importante es la sustitución del modelo policristalino anisotrópico por un modelo isotrópico basado en la consideración de un medio continuo. Esto permite obtener la relación entre la relación esfuerzo-deformación medida en el ensayo de tracción y el estado multiaxial de esfuerzos. Se obtienen los criterios de cedencia de Tresca y Von Mises:

$$\sigma_I - \sigma_{III} = 2k \quad (\text{Tresca})$$

$$\sigma^d : \sigma^d = 2k^2 \quad (\text{Von Mises})$$

Para un estado de deformación plana y expresados en función del límite de cedencia σ_c en un ensayo de tracción, éstos se reducen a:

$$\sigma_I - \sigma_{III} = \sigma_c$$

$$\sigma_I - \sigma_{III} = \frac{\sqrt{3}}{2} \sigma_c$$

La relación entre esfuerzos e incremento de deformación se da por las ecuaciones de Leví-Mises cuando se desprecian las deformaciones elásticas y por Prandtl-Reuss cuando las deformaciones plásticas están del mismo orden de magnitud como las elásticas, lo que es el caso cuando se estudia el fenómeno de sacudimiento.

2.4.2. Endurecimiento por trabajo en frío

En esta sección, σ indica el esfuerzo verdadero ($\sigma = s(1+e)$, con s y e el esfuerzo y la deformación ingenieril respectivamente) y ε indicará la deformación verdadera ($\varepsilon = \ln(1+e)$). ε y σ tienen un carácter escalar y corresponden a los valores de ε_{eq} y σ_{eq} definidos con anterioridad. El endurecimiento por trabajo en frío se divide en cuatro fases [30]. Fase I ocurre en monocristales y se caracteriza por la activación de un sólo sistema de deslizamiento. Las dislocaciones eliminadas en la superficie forman escalones de deformación mientras que se generen nuevas dislocaciones en las fuentes de Frank-Reed. En ausencia de obstáculos para el movimiento de las dislocaciones, no hay endurecimiento por trabajo en frío. La fase I se denomina “deslizamiento fácil” (easy glide). En policristales, esta fase está suprimida, ya que la hipótesis de Taylor impone la actividad de cinco sistemas de deslizamiento. La intersección de dislocaciones de distintos sistemas produce segmentos inmóviles, resultando en el endurecimiento por trabajo en frío. Pronto se obtiene un enredo irregular de dislocaciones, a la cual se le ha denominado “selva de dislocaciones” (dislocation forest). Ésta forma un obstáculo eficiente para el movimiento de nuevas dislocaciones. En dicha fase, se mide un aumento importante de ρ_d (densidad de dislocaciones). El endurecimiento se describe con base en conceptos teóricos como $\sigma = k\varepsilon^{0.5}$. De manera empírica, esto se sustituye por:

$$\sigma = k\varepsilon^n \quad (40)$$

En el inicio de la deformación plástica, sólo unos cuantos granos tendrán la orientación favorable para permitir la deformación sobre uno de sus sistemas de deslizamiento (ley de Schmidt). Se puede considerar que existe una breve fase de “deslizamiento fácil”, la cual está frustrada de manera inmediata por la presencia de los límites de grano. Estos prohíben el paso de las dislocaciones, las cuales se apilan en frente del obstáculo. La concentración

de esfuerzos generada por este apilamiento es responsable para la propagación de la deformación plástica hacia los granos vecinos. La facilidad con la cual se genera este apilamiento depende de la distancia libre λ recorrida por las dislocaciones. Ésta es dependiente del tamaño de grano. Un tratamiento teórico lleva a la relación $\sigma_c = \sigma_\infty + kd^{1/2}$, la conocida ley de Hall-Petch que relaciona el esfuerzo de cedencia con el tamaño de grano.

En el clásico ensayo de tracción, se demuestra que la máxima deformación homogénea que se puede alcanzar en un material dúctil es igual a n , el coeficiente de endurecimiento en frío. Esto da la impresión que el comportamiento parabólico (42) del endurecimiento por trabajo frío es universal. En realidad, se pueden obtener deformaciones mayores de lo que se observa en un ensayo de tracción, por ejemplo en laminado, torsión y estirado de alambre. En este último proceso se encuentra un límite teórico $\varepsilon_{max} = n+1$. En pasos sucesivos se puede seguir aumentando la deformación, ya que aún sin endurecimiento ($n=0$) la deformación teórica alcanzable sigue siendo igual a 1. De esta manera, se ha llegado hasta deformaciones verdaderas de 10, cerca del aparente límite absoluto para la deformación dúctil de un metal. En estos experimentos, se observa que la fase II (endurecimiento parabólico) se sigue por una fase III. En ésta, las dislocaciones se arreglan en paredes, definiendo subceldas dentro de cada grano, las cuales tienen una densidad de dislocaciones baja y que contienen fuentes de Frank-Reed activas, generando deformación continua. Esta distorsiona a las subceldas, las cuales se dividen de manera continua en celdas más pequeñas cuyas paredes se hacen más delgadas con una densidad de dislocaciones siempre mayor. Como tal, las subceldas se transforman en subgranos, cuyo tamaño es una indicación de la cantidad de deformación aplicada. Durante la fase III, se observa un comportamiento lineal de $\sigma-\varepsilon$. Finalmente, la densidad de dislocaciones dentro de los límites de subgranos alcanza valores críticas que permiten la anulación de dislocaciones por deslizamiento cruzado o escalada. El tamaño de los subgranos se reduce hasta el punto donde los subgranos más pequeños desaparecen de manera dinámica, mientras que los subgranos grandes siguen reduciendo su diámetro. Se alcanza un equilibrio dinámico y un tamaño de subgrano constante. La dureza del material alcanza un valor constante, lo que corresponde a la fase IV del trabajo en frío. Los detalles de esta teoría contradicen el hecho de que existe un límite práctico a la deformación máxima alcanzable en un material dúctil.

En el modelado de la deformación plástica, es importante contar con descripciones cuantitativas de los fenómenos mencionados. La fase I es despreciable en la mayoría de las aplicaciones. Una costumbre generalmente aceptada es el uso de la ecuación (42) en los cálculos. Esta ecuación tiene una buena precisión para aceros al carbono y aleaciones de cobre, pero es bastante impreciso para aleaciones de aluminio y aceros inoxidable. Para aceros templados, se ha propuesto a veces la ley: $\sigma = \sigma_0 + k\varepsilon^n$, teniendo como ventaja que se mantiene el concepto de coeficiente de endurecimiento por trabajo en frío. La desventaja es que se genera la falsa impresión de que el endurecimiento sigue una ley parabólica en todo el rango de deformaciones. En muchas ocasiones, se puede modelar el endurecimiento por relaciones empíricas que seleccionan una forma funcional que permite resolver alguna ecuación diferencial o una integral de forma cerrada. En otras ocasiones, se utilizan modelos que permitan nulo endurecimiento o ablandamiento por deformación. Un ejemplo del último es la ecuación modificada de Vose [97]:

$$\frac{k}{k_0} = \max\left[1, \beta\sqrt{1 - \exp(-\alpha\gamma)}\right]$$

con k el límite de cedencia para esfuerzos cortantes, k_0 el límite de cedencia del material antes de cualquier deformación y α y β parámetros experimentales. Otra relación, usada para el modelado de la deformación plástica cerca de la punta de una grieta se da por:

$$\sigma_c = \sigma_0 \left[1 + \frac{\varepsilon^p}{\varepsilon_0}\right]^n \quad [104]$$

o

$$\sigma_c = \sigma_0 \left[\frac{\varepsilon^p}{\varepsilon_0}\right]^n \quad [79]$$

Donde σ_0 corresponde al esfuerzo de cedencia antes de cualquier deformación y ε_0 una deformación de referencia, determinada de manera experimental.

2.4.3. Falla dúctil

La falla dúctil se da cuando se agota la deformabilidad del material, contrario a la falla frágil, que ocurre cuando la intensidad de esfuerzos llega a un valor crítico. En realidad, existe la integral J como un criterio de fractura en materiales dúctiles, pero su cálculo depende de manera crítica de la existencia de un contorno cerrado que no atraviese la zona de deformación plástica, lo cual no es el caso para materiales muy dúctiles o para grietas que se forman cerca de la superficie del material. Asimismo, la integral J representa un criterio de la mecánica del medio continuo; no es un medio que permita estudiar los micromecanismos de la fractura. Por lo general, se considera que la fractura dúctil ocurre cuando la energía E_{def} alcance un valor crítico [98,124,130]. La relación con la energía a la fractura en un ensayo de tracción es evidente. Ésta se da por:

$$E_{frac} = \int_0^{\varepsilon_{max}} \sigma d\varepsilon$$

La mayoría de las teorías con respecto a la falla dúctil se basan en una de dos hipótesis básicas (o en ambas). La primera es que de alguna manera debe existir una relación con la mecánica de la fractura en términos de K o J . Se supone que en algún momento debe originarse la fractura en los ligamentos remanentes de la zona afectada. La segunda hipótesis se basa en la observación de que la fractura dúctil en muchas ocasiones se genera por la coalescencia de microcavidades. Éstas se generan por la acumulación de deformación plástica alrededor una partícula no deformable. Debido al hecho de que la matriz se deforma sin que se deforme la partícula, se rompe la última o se desprende de la matriz, dejando un hueco que crece conforme aumente la deformación de la matriz. Varias teorías [84,124] consideran la formación de tales microcavidades, seguida por la fractura de los ligamentos restantes (Figura 15).

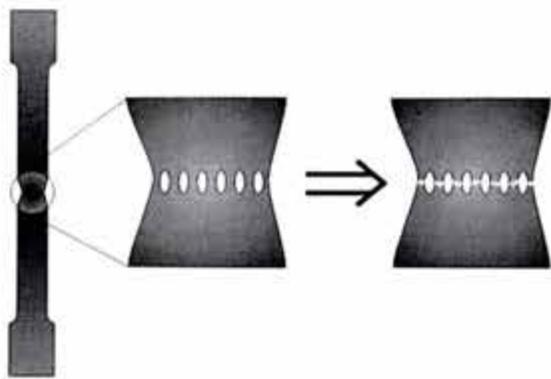


Figura 15. Modelo clásico de la fractura dúctil [84,124]. Se generan microcavidades y después se rompen los ligamentos restantes.

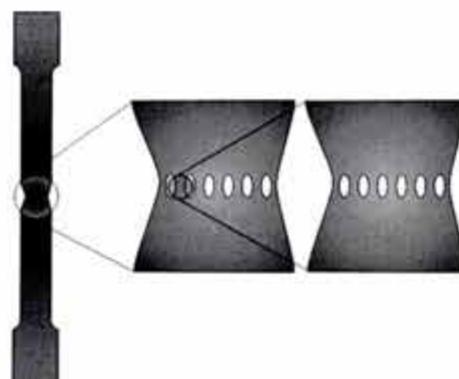


Figura 16. Modelo realista de la fractura dúctil. Entre las cavidades se generan microcavidades más pequeñas, hasta que la sección efectiva se reduce a valores despreciables

Estas teorías no toman en cuenta el hecho experimental de que en un material dúctil libre de inclusiones, como el hierro refinado por zonas o el cobre refinado, se alcanza una sección del cuello en el ensayo de tracción que tiende a cero [30,125]. Esto coincide con la experiencia del microscopista electrónico de que en un material dúctil no aparecen zonas fracturadas (en términos de la mecánica de fractura) sino nada más microcavidades que coalescieron con microcavidades más pequeñas, hasta reducir la sección efectiva final hasta áreas despreciables. Un esquema de este mecanismo se da en la Figura 16, una imagen obtenida en el microscopio electrónico de barrido se observa en la Figura 18. No hay manera de encontrar algún plano perpendicular a la dirección de tracción, tal y como se sugiere en los modelos que corresponden a la Figura 15. Tomando en cuenta que la resistencia máxima a la fractura de un material es tres órdenes de magnitud superior al esfuerzo máximo medido en un ensayo de tracción y observando la superficie de fractura dúctil se puede inferir que en el momento antes de fracturarse se alcanza la resistencia teórica del material.

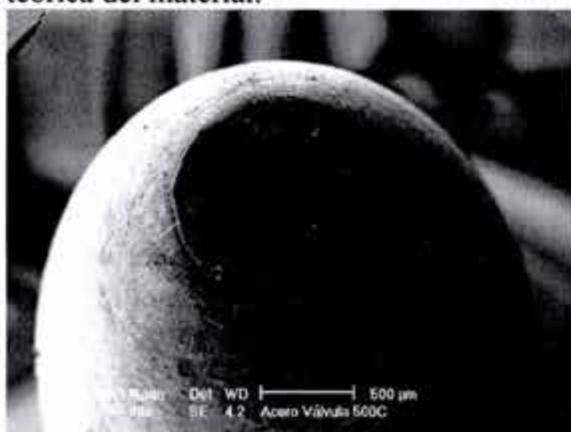


Figura 17. Reducción significativa en el cuello de una probeta de tracción de un acero S11 (acero martensítico con alto contenido de cromo) ensayado a 500°C

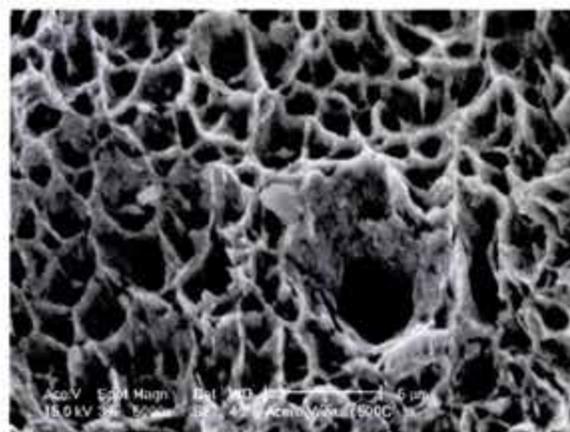


Figura 18. superficie de fractura mostrada en la Figura 17. se observan tres generaciones de microcavidades, sin que existan zonas con evidencia de "fractura".

El análisis basado en coalescencia de microcavidades tiene un inconveniente importante en el estudio de desgaste. Al formarse una cavidad esférica en el material con un radio r_c , se libera una entalpía H_c (suponiendo que la inclusión original se desprende por completo de la matriz). Despreciando efectos de entropía se encuentra que el cambio de energía libre debido a la deformación es igual a:

$$G_c^{def} = -\frac{\sigma_{ii}}{3} \frac{4\pi}{3} r_c^3$$

Al mismo momento se sustituye la intercara entre inclusión y matriz por una superficie libre. Si la primera tiene energía superficial γ_i y la segunda γ_f , se obtiene la energía libre debida a las superficies:

$$G_c^{sup} = 4\pi r_c^2 (\gamma_f - \gamma_i)$$

Combinando los dos términos y derivando con respecto al radio r_c , se encuentra el valor crítico de σ_{ii} para la generación de una microcavidad de radio r_c ,

$$\frac{\sigma_{ii}}{3} = \frac{2\pi}{r_c} (\gamma_f - \gamma_i)$$

A menos de que se diera el caso que $\gamma_f > \gamma_i$, se observa que no se formarían microcavidades hasta que no se alcance un cierto valor crítico de la presión hidrostática (presión negativa o estado de tracción). Esta presión crítica se determina por el radio de las inclusiones de mayor tamaño que pueden encontrarse con una cierta frecuencia en el material. Aún si el presente análisis carece de detalles, se concluye que para contactos hertzianos, la formación de microcavidades no es la causa de la fractura. Para casos donde la presión hidrostática no alcance el valor (negativo) crítico, se tiene que considerar el "agotamiento" de la ductilidad.

El estudio de Kysar [134], quien analizó la falla dúctil de materiales relativamente frágiles, explica este concepto de manera consistente. Cerca de una concentración de esfuerzos (la punta de una grieta), el material puede fracturar, emitir una dislocación desde la superficie o emitir una dislocación desde una fuente de Frank-Reed cerca de la punta. Una última posibilidad es la transformación martensítica, pero ésta no se consideró en el trabajo citado. Las dislocaciones pueden reducir o aumentar la concentración preexistente de esfuerzos [135-137]. En el último caso, se observa que tarde (material ± dúctil) o temprano (material frágil), la suma de esfuerzos generados por el concentrador de esfuerzos y el arreglo de dislocaciones rebasa el esfuerzo de clivaje. Un ejemplo de este comportamiento se muestra en la Figura 19 [138].

Para materiales metálicos (cobre, acero perlítico) se pueden alcanzar deformaciones de 11.5 bajo condiciones de contacto Hertziano entre dos asperezas ($p \approx 1-3 \text{ Gpa}$) [97,99,139]. Estas deformaciones se alcanzan en bandas de deslizamiento [140] o debido a fenómenos de plasticidad cíclica, durante la cual la deformación puede aumentarse por incrementos limitados durante cada ciclo de deformación ("ratchetting"). Kapoor y Franklin [97], utilizando el modelo de Ohno y Wang [141], indicaron que este nivel de deformaciones se puede alcanzar en 100 000 hasta 200 000 ciclos. Es probable que en este momento se alcance una densidad de dislocaciones en la subestructura que es suficiente para fracturar el material de manera análoga a lo mostrado en la Figura 19. Esta hipótesis se apoya en el

hecho de que el tamaño de las partículas de desgaste encontrados en el aceite de lubricación es igual al tamaño de los subgranos en la superficie desgastada bajo condiciones de desgaste leve [139]. Finalmente, la mayoría de los trabajos recientes citados en esta sección consideran la posibilidad de que en un proceso de fractura dúctil se genera fatiga a bajo número de ciclos según la ley de Coffin-Manson. Sin embargo, bajo condiciones lubricadas y/o de desgaste limitado parece que predomina la deformación plástica cíclica.

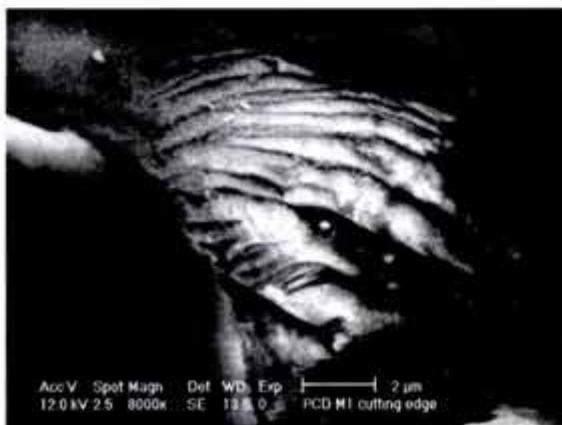
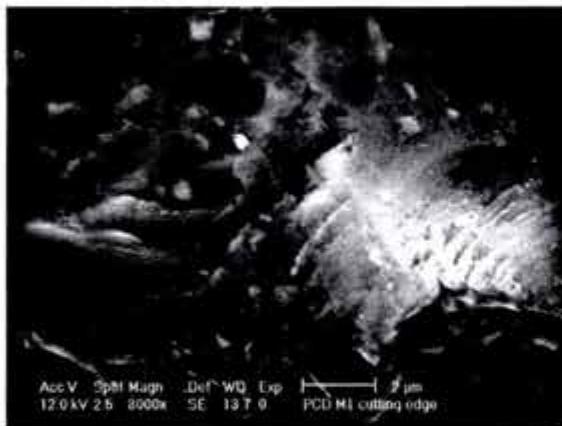
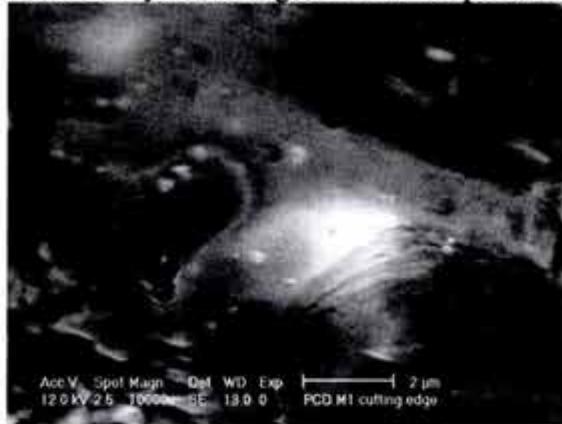


Figura 19. Secuencia de fractura para diamante policristalino utilizado en buriles para el corte de materiales tribológicos blandos. En la primera imagen, se observa como se genera una deformación plástica debido a la indentación por una partícula no identificada. En la segunda, se nota como la superficie del material empieza a mostrar escalones. Finalmente, en la última micrografía, se ha agotado la ductilidad y se produjo clivaje. Para el caso de diamante, esta secuencia se facilita por el hecho de que los planos de deslizamiento ($\{111\}$) coinciden con los planos de clivaje. Es interesante indicar que el diamante fue deformado de manera plástica durante el maquinado de una aleación cobre-plomo (780Mpa HV), indicando la necesidad de interpretar la relación entre dureza y resistencia al desgaste con mucha precaución [138].

2.4.4. Flujo plástico bajo condiciones de desgaste

En secciones previas se estudió el contacto elástico entre asperezas y algunos conceptos básicos de la plasticidad. Fenómenos como abrasión, pulido y desgaste por plasticidad cíclica se basan en estos mecanismos. Con excepción del último, cuya explicación se basa

en la teoría elasto-plástica de Levi-Mises, se han elaborado métodos de análisis para materiales rígido-plásticos. Esta aproximación se presta para el uso de campos de líneas de deslizamiento (CLD), apoyados en el estudio de las ecuaciones de compatibilidad y equilibrio para los sólidos rígido-plásticos perfectos en deformación plana (para una introducción básica véanse las referencias [70,102-127]).

Un análisis más a fondo de de la teoría de líneas de deslizamiento se presenta en el capítulo cinco de esta tesis, donde se necesitarán algunos de los detalles matemáticas. En este punto, basta con recordar que las líneas de deslizamiento corresponden a la dirección del esfuerzo cortante máximo en cada punto del espacio físico y que, teniendo $k=cte$ para un material rígido-plástico, el único valor que cambia a lo largo de ellos es la presión hidrostática, dada por las ecuaciones de Hencky:

$$\begin{cases} p + k\phi = cte & (\text{línea } \alpha) \\ p - k\phi = cte & (\text{línea } \beta) \end{cases} \quad (41)$$

Estas ecuaciones permiten calcular la presión necesaria para ejecutar un proceso de deformación plástica bajo condiciones de frontera conocidas. Los detalles se elaboran en el capítulo 5 y en el libro clásico de Hill [128].

Un primer CLD interesante para el análisis de la abrasión y fenómenos relacionados es el que describe la indentación de un medio semi-infinito por un indentador triangular (Figura 20). Este análisis es una simplificación del caso donde una aspereza de un material duro (cigüeñal) entre en contacto con una superficie blanda (cojinete). También aproxima el fenómeno de una partícula ajena que se atrape en el claro de lubricación para incrustarse en el material blando en la zona convergente del flujo.

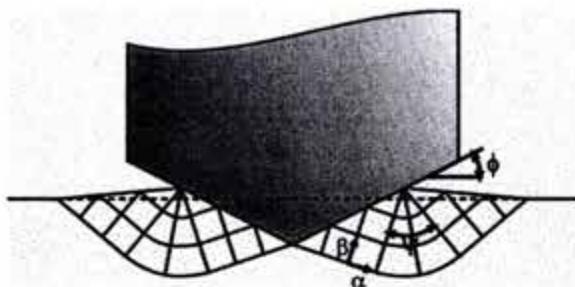


Figura 20. CLD para un indentador rígido de ángulo 2ϕ sin fricción en un medio semi-infinito.

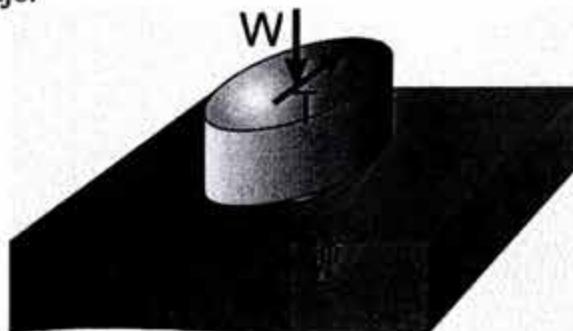


Figura 21. Modelo simplificado de una aspereza que ara a través de la superficie.

El análisis tiene como inconveniente que en la punta del indentador existe una singularidad, donde la presión hidrostática alcanza valores infinitos mientras que el esfuerzo cortante máximo es igual a cero [70]. No puede existir deformación plástica bajo estas condiciones. Además, la punta corta el material, separándolo hacia los dos lados del indentador, lo que también es imposible para una presión hidrostática infinita. Ciavarella et al. [142] resuelven el problema elástico correspondiente describiendo la punta del indentador por una parábola. Hill [128] estuvo conciente del hecho de que la zona plástica tiene que ser mayor que la representada por el presente CLD pero no presenta el análisis

correspondiente. Para el caso convencional, se demuestra con base en la constancia de volumen en deformación plástica que:

$$\cos(2\phi - \psi) = \frac{\cos\psi}{1 + \sin\psi}$$

y que la presión de indentación se da por:

$$p = 2k(1 + \psi) \quad (42)$$

es decir, la presión es constante sobre todo el ancho del indentador.

En un proceso de desgaste, no existe una indentación estática, ya que la aspereza o la partícula se mueven con respecto a la superficie blanda. En un análisis básico se puede considerar que el movimiento será perpendicular al plano de la figura y que la aspereza surcará (del inglés "plow") la superficie (Figura 21). De manera muy simplificada, se encuentra que el efecto que tiene este comportamiento depende de la resistencia del material contra la penetración (la dureza H) y contra el movimiento horizontal (alguna presión p , supuestamente relacionada con H).

Un análisis más detallado de esta presión se da por un CLD calculado en el plano vertical en dirección del movimiento. Se distinguen los casos de un flujo en onda plástica y un proceso de corte. A pesar de que se pueden construir una cantidad ilimitada de posibles campos de líneas de deslizamiento que cumplen con las condiciones de frontera, se presentan sólo los dos ejemplos más sencillos [83]. En el capítulo 5 se demostrará que un análisis detallado es mucho más complejo de lo que sugieren los resultados presentados en la literatura. Para el caso de una aspereza generada surcos en la superficie se tiene que tomar en cuenta la fricción μ , por lo que el ángulo ζ que hacen las líneas de deslizamiento se da por:

$$\zeta = \text{atg}(\mu) = \frac{1}{2} a \cos\left(\frac{s}{k}\right)$$

s representa el esfuerzo cortante en el plano de contacto. μ es el coeficiente de fricción entre la superficie de la aspereza y la onda plástica o la viruta, no corresponde al coeficiente de fricción entre las dos superficies rugosas. Este último tiene que tomar en cuenta las presiones calculados por medio de los CLD presentados en la Figura 22.

Para comprender la importancia relativa de ambos mecanismos fundamentales representados en la Figura 22, se pueden considerar los límites teóricos para que se pueda dar uno u otro, bajo las consideraciones de los modelos sencillos aquí estudiados. Se encuentra:

$\theta \leq \zeta$ para onda plástica y

$\theta \geq 90 - \zeta$ para micromaquinado.

Cuando μ alcance un valor de 1, los dos límites coinciden y ζ es igual a 45° . El ángulo de 45° es poco realista para una superficie preparada por técnicas convencionales. El micromaquinado no se espera para dos superficies en contacto, con excepción del caso donde un material blando contiene partículas duras de forma angular (por ejemplo el silicio en una aleación de aluminio hipoeutectoide). La onda plástica es un modelo que

corresponde más a la realidad de las superficies tecnológicas, aunque en realidad el problema es elasto-plástico. La combinación de esfuerzos residuales y endurecimiento por trabajo en frío que se generan bajo estas condiciones pueden llevar al sacudimiento o a los fenómenos de plasticidad cíclica acumulada mencionados en 2.4.3.

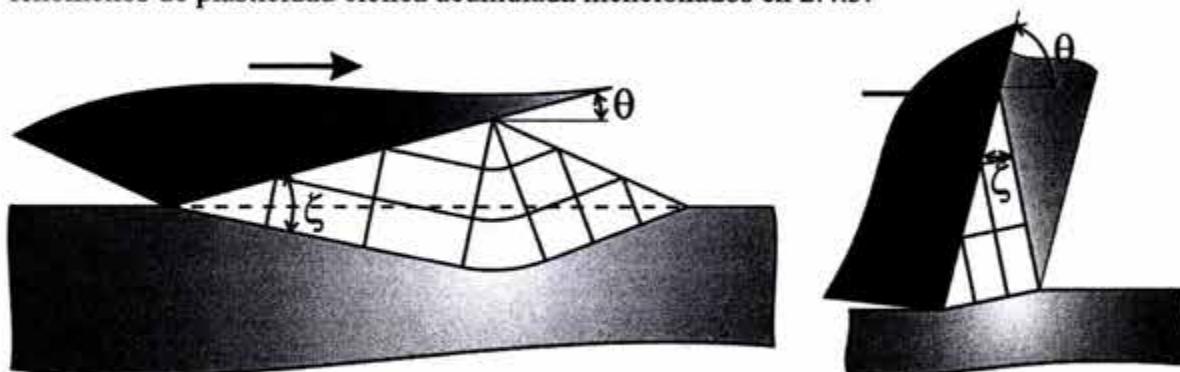


Figura 22. Dos tipos de deformación plástica que pueden llevar al desgaste. Con bajas inclinaciones de las asperezas, se genera una onda plástica y la aspereza no penetra la superficie. Se genera deformación plástica la cual se puede acumular de manera descrita en 2.4.3. El segundo caso corresponde a la situación donde las asperezas tienen una inclinación mayor con respecto a la superficie, llevando a la remoción inmediata de una viruta. El mecanismo fundamental de falla probablemente es la formación de una banda de deslizamiento en el límite plástico del CLD.

2.4.5. Aplicación a algunos fenómenos de desgaste.

Si bien se han desarrollado teorías cuantitativas con respecto al desgaste, éstas brindan una precisión limitada o son restringidas a una clase de materiales y condiciones experimentales muy específicos. En muchas ocasiones, la coincidencia entre teoría y resultados es fortuita, ya que el mecanismo de desgaste propuesto es físicamente incorrecto. En otras, la coincidencia se debe a la presencia de un número suficiente de parámetros ajustables. El inconveniente más importante, como lo indican muy correctamente Scherge et Al. [143], es que la mayoría de fenómenos de desgaste descritos en la literatura corresponden a sistemas que ya están en proceso de falla, mientras que el desgaste leve, correspondiendo a un sistema bien diseñado y mantenido, virtualmente se ha olvidado en la literatura.

A pesar de esto, se observa que se ha acumulado un conocimiento importante relativo a los fenómenos físicos involucrados en el desgaste. Aún si hoy en día se siguen distinguiendo un número considerable de mecanismos distintos de desgaste [8,83-90,119-122,144], se observa una clara convergencia con respecto a los mecanismos fundamentales. Resumiendo los resultados descritos en las obras citadas, se pueden considerar dos clases generales. La primera clase contiene la erosión por líquidos, la cavitación, desgaste por impacto y la erosión por partículas. La segunda incluye de nuevo la erosión por partículas, ahora combinado con la abrasión y el pulido.

En la primera clase, únicamente la cavitación es importante para los cojinetes de deslizamiento. En la segunda, los tres fenómenos deben considerarse. Para el caso de erosión por partículas, se limita el estudio al caso de sólidos en suspensión y el medio de suspensión es el aceite de lubricación. Todos los mecanismos aquí mencionados pueden acompañarse por corrosión, a condición de que se presente una degradación de las

propiedades químicas del lubricante. Hay que recordar que la cavitación como estudiado en esta sección es un fenómeno distinto al descrito en la sección 2.1.5. En aquel caso, la cavitación fue un fenómeno gradual que no genera daño en el cojinete. En la presente sección, se estudia la cavitación como un fenómeno de colapso súbito de burbujas de gas en un fluido, reportado en motores ligeros de alta velocidad para automóviles compactos.

En la Figura 23, se presenta un esquema simplificado de los fenómenos de la primera clase. El impacto de una gota o un chorro concentrado en erosión por líquido y cavitación, así como el impacto de una partícula no genera más daño que una ligera deformación de la superficie. Sin embargo, se considera que la onda sónica generada por el impacto causa patrones complejos de deformación por debajo de la superficie [87,88,120,144]. Los impactos repetidos causan la acumulación de deformación hasta que se desprenda una hojuela de material altamente deformado. En ausencia de corrosión, se observa un tiempo de incubación, seguido por una aceleración del desgaste cuando las primeras capas afectadas empiezan a desprenderse. Después, cuando se haya establecido una cierta rugosidad en la superficie junto con un perfil favorable de dureza debido al trabajo en frío, se puede establecer una velocidad de desgaste estable, la cual resulta menor que la máxima observada después de la incubación. En otras ocasiones, se observa una velocidad oscilante, ya que las fases de desprendimiento son seguidas por nuevas fases de incubación.

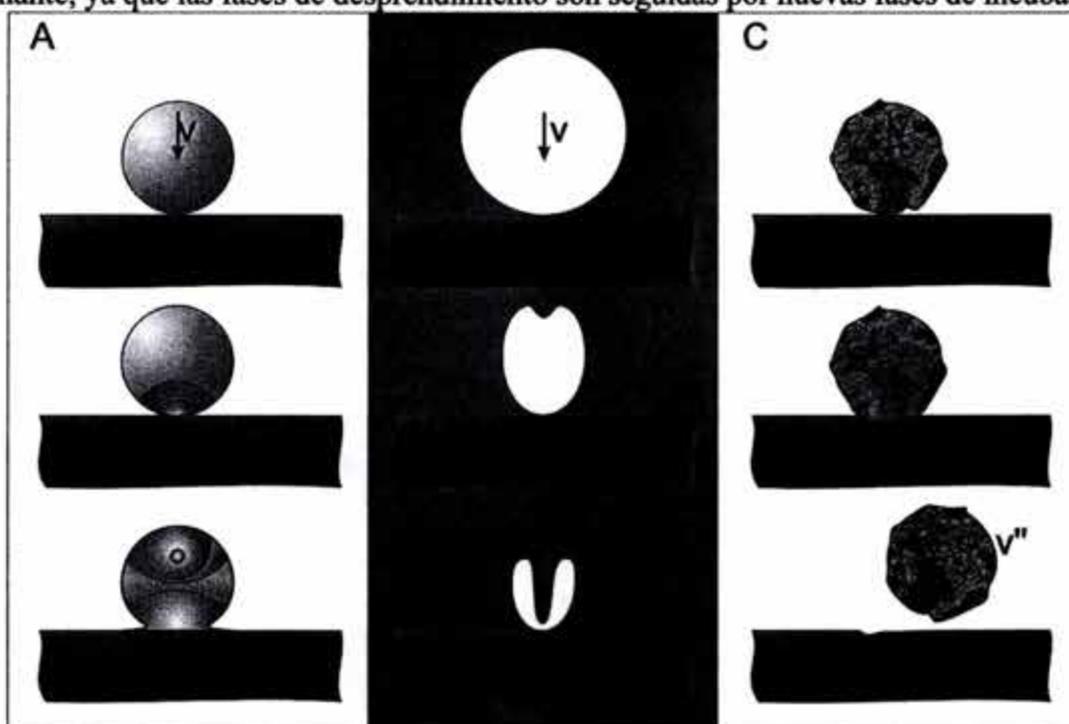


Figura 23. La columna A representa el impacto de una gota de líquido. Se genera una onda sónica en la gota, la cual atraviesa el volumen antes de que se observe una distorsión significativa de ésta. La velocidad del evento significa que la gota actúa como una partícula rígida. En la columna B se describe la cavitación. El colapso de una burbuja de gas genera un chorro de líquido de alta velocidad que impacta la superficie, tal y como ocurre en la erosión por líquidos. El caso C, erosión por partículas, es análogo al caso A, con excepción de que la partícula puede causar daño adicional por surcido (2.4.4.)

La mayoría de los autores reconocen el hecho de que una mayor capacidad de endurecimiento por trabajo en frío aumenta la resistencia a la erosión y la cavitación, siempre y cuando se consideren materiales cuyas durezas originales sean comparables. Esto es lógico por dos razones. Por un lado, se sabe que el endurecimiento por trabajo en frío es el factor que contrarresta la concentración de deformación por inestabilidad plástica. Una mayor capacidad de deformación resulta en un número más elevado de impactos hasta el desprendimiento. Adicionalmente, se puede considerar que la energía de un impacto se divide en tres fracciones:

$$\frac{m_0 v_{\perp}^2}{2} = W^{Th} + W^{El} + W^P$$

Es decir, la energía cinética (considerando impacto normal) para una partícula con masa efectiva m_0 se divide entre la generación de energía térmica (W^{Th}), energía elástica en forma de ondas sónicas (W^{El}) y la deformación plástica de la superficie (W^P). Cabe recordar que dada la gran velocidad con la que se lleve a cabo el impacto, la deformación plástica ocurre bajo condiciones altamente dinámicas, situación poco estudiada en la literatura general.

La energía necesaria para la generación de superficies nuevas es despreciable en el caso del material dúctil. Gran parte de la problemática de la erosión sería resuelta si se pudiera calcular como se distribuye la energía entre sus tres componentes. En ausencia de este dato, sólo se puede suponer que W^P es una constante si m_0 y v_{\perp} son constantes. La energía plástica en el impacto número i es igual a

$$E_i^P = \int_{\mathcal{V}^P} \left[\int_{\epsilon_{i-1}}^{\epsilon_i} \sigma d\epsilon \right] dV$$

La primera integral se aplica sobre el volumen plástico, la segunda integración se elabora entre la deformación generada por los impactos 1 a $i-1$ y la deformación después del impacto i . Si bien está desconocido el volumen \mathcal{V}^P , la variable fundamental de la ecuación es $\Delta\epsilon = \epsilon_i - \epsilon_{i-1}$. Dentro de un sólo paso vale que σ es un orden de magnitud mayor que los posibles incrementos de σ debido al trabajo en frío, pero como efecto acumulado se observa que los incrementos $\Delta\epsilon$ disminuirán más rápido para el material con mayor endurecimiento. Sin embargo, el efecto más importante de un mayor endurecimiento puede ser la mejor distribución de la deformación, causando un incremento de \mathcal{V}^P .

Lo anterior coincide con la observación de que los materiales que pueden deformarse por transformación martensítica o por maclaje muestran una resistencia superior contra la erosión respecto a materiales comparables e incluso a materiales mucho más duros que carecen de estos mecanismos. La razón para este comportamiento es que el maclaje y la transformación martensítica son procesos que son termodinámicamente reversibles⁶ [28,29]. La consecuencia sería que la deformación generada por el impacto se recupera en

⁶ La reversibilidad termodinámica se alcanza cuando la deformación no se acompañe de deslizamiento de dislocaciones. Éste es irreversible en sí, además de que puede destruir las relaciones cristalográficas necesarias para garantizar la reversibilidad de la transformación martensítica y el maclaje.

los instantes posteriores a él. La parte de E^p almacenada de manera pseudo-elástica se puede liberar posteriormente en forma de energía térmica, elástica o química (transformación de fase). La parte recuperada de $\Delta\varepsilon$ se resta de la deformación total. Se considera que este mecanismo explica la excelente resistencia a la erosión del cobalto, el cual deforma por maclaje, a la vez presentar una dureza considerable. Aleaciones con base en cobalto así como los aceros austeníticos combinan el maclaje con la plasticidad inducida por transformación (TRIP). Aquellas aleaciones que muestran la transformación ε - γ (HCP-FCC) parecen tener la mayor resistencia contra los tipos de desgaste aquí discutidos. En éstas, la transformación martensítica presenta características pronunciadas de reversibilidad. Estas teorías han resultado en investigaciones para el uso de materiales de memoria de forma en aplicaciones tribológicas [145].

Los aspectos comunes entre erosión por partículas, abrasión y desgaste por pulido se presentan en la Figura 24. De ésta, se desprende que en cada uno de los casos existe la generación de una viruta al primer contacto entre la partícula ajena (o las asperezas de una superficie) con la superficie desgastada. Como ya se comentó bajo la sección 2.4.4, es altamente improbable que la generación de viruta se dé por el contacto entre dos superficies rugosas, ya que los ángulos de las asperezas no alcanzan el valor crítico para poder generar este fenómeno. Por lo tanto, se considera únicamente el caso de partículas ajenas. La excepción es la presencia de partículas angulares en una matriz blanda (Figura 24-C). Este último mecanismo corresponde a la acción de un disco de corte o un paño de pulido.



Figura 24. Erosión por partículas. Si el componente tangente de la velocidad de impacto es suficientemente alto, se genera la posibilidad de que la partícula arranque una viruta durante el impacto. En B se observa la erosión por aplastamiento, cuando la partícula es de menor tamaño que el claro disponible. El caso C es diferente, ya que no involucra partículas ajenas sino algún componente duro de la misma aleación (carburos en acero, silicio en aluminio).

Como se indica en la Figura 24, una partícula ajena puede generar un microcorte debido a su energía cinética cuando el ángulo de incidencia es suficientemente pequeño. La partícula puede irse dando tumbos a lo largo de la superficie, generando daño en varios puntos. El caso B representado en la misma imagen puede ser más dañino y ocurre frecuentemente en válvulas y bombas que transportan agua contaminada por lodos. Se observará este fenómeno en cojinetes cuando la limpieza del motor es inadecuada o cuando se omite el uso de filtros de aceite y/o aire.

En los tres casos presentados, nunca se puede omitir la posibilidad de que el desgaste se acompañe por grandes deformaciones plásticas acumuladas, las cuales causan desgaste adicional por agotamiento de ductilidad. Por ejemplo, el uso de partículas esféricas relativamente blandas (sílice suspendida en una solución ligeramente corrosiva) como un medio de pulido en la metalografía se atribuye a este último fenómeno y no a un proceso de

micromaquinado [86]. Independiente de los detalles de ambos tipos de fenómenos, se observa que para remover un volumen de la superficie se necesita inducir la fractura dúctil, para la cual se requiere de una energía igual al área total por debajo de la curva esfuerzo-deformación. Tanto en el micromaquinado como en la deformación acumulada se concluye que los dos parámetros más importantes son la dureza y el endurecimiento por trabajo en frío; los mismos principios metalúrgicos aplican a ambas clases de desgaste. Como una nota al final, se tiene que mencionar que la abrasión y el pulido se distinguen únicamente por efectos de escala. Una ligera acción abrasiva durante el rodaje se considera como benéfico en la operación de un sistema, ya que elimina las asperezas más importantes y genera un endurecimiento por trabajo en frío de las superficies, limitando el desgaste del tribopar a plazos mayores.

3. Materiales bajo investigación

3.1. Contexto general

La industria productora de cojinetes para el motor de combustión interna es una conservadora en comparación con muchas otras que existe en el área metal-mecánica. La principal razón para la limitada innovación en esta rama es el simple hecho de que hasta la fecha los materiales existentes cumplen con su función. El enfoque en el desarrollo se encuentra en la reducción de costos de producción más que en la optimización de las aleaciones existentes o en el establecimiento de nuevas composiciones y tratamientos termomecánicos para generar productos superiores. Una de las razones para esta falta de optimización es la falta de criterios que se pueden optimizar; el establecimiento de éstos es parte de la presente tesis.

Contrario a otras estudios metalúrgicos, donde la producción de nuevos materiales es uno de los objetivos principales, el presente trabajo utilizará únicamente productos existentes, tal y como se generan diariamente en plantas industriales en México y el mundo. Esto permitirá establecer de manera clara las ventajas e inconvenientes de las aleaciones presentes en el mercado. Por lo tanto, si se habla en este capítulo de “materiales”, no se refiere a los métodos de producción, sino a las técnicas de observación y análisis de las microestructuras encontradas en las aleaciones tribológicas blandas. No se dedicará mucho espacio a los detalles de la preparación metalográfica, ni al uso del microscopio electrónico de barrido⁷, ya que estas técnicas corresponden a prácticas rutinarias. Los materiales usados en el presente trabajo provienen de dos fuentes: primero, se ha tenido acceso a todos los productos de un productor mexicano y se ha dado seguimiento a sus problemas de producción durante ya más que seis años. Segundo, se han conseguido cojinetes nuevos en el mercado de refacciones, obteniendo así una muestra amplia de ejemplares producidos por diferentes empresas en diferentes momentos.

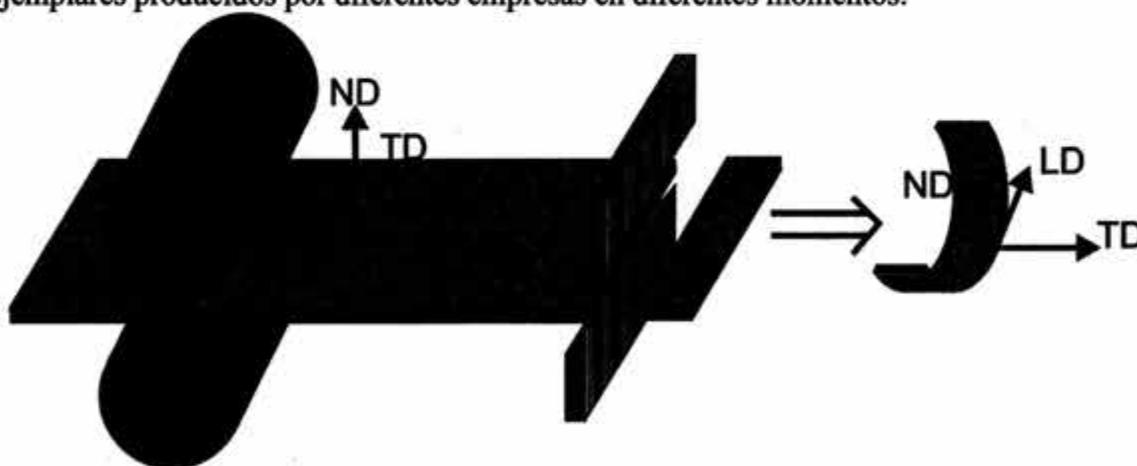


Figura 25. Definición de los dos distintos sistemas de referencia para lámina y cojinete.

⁷ Philips XL20 con fuente de electrones de filamento de tungsteno, equipado con un detector Eberhard-Thornly estándar y un detector de electrones retrodispersados de estado sólido. El análisis químico se ejecuta por medio de Espectrometría de Rayos X por dispersión de Energía (EDX).

En los siguientes análisis y en el estudio de la metalurgia de aleaciones tribológicas blandas en general, se tienen que tomar en cuenta unas convenciones importantes con respecto al sistema de referencia del material. Los cojinetes se estampan de una cinta que por lo general ha sido laminada. En esta cinta, se distinguen la dirección longitudinal o dirección de laminado (RD, rolling direction), la dirección transversal (TD) y la normal (ND). Sin embargo, al hacer una sección transversal de un cojinete, se observa en realidad la dirección longitudinal de la cinta, por el modo de cortar ésta última en producción. TD y LD se intercambian en este momento. Si se estudia el desarrollo de nuevas aleaciones tribológicas, es conveniente apegarse con la primera definición. En el estudio del funcionamiento de la pieza terminada, la segunda es más lógica y es la que se utilizará en el presente capítulo. Todas las secciones metalográficas presentadas son secciones transversales del cojinete, es decir, representan la dirección de laminado de la cinta. La Figura 25 pretende explicar estas convenciones en más detalle.

3.2. Aleaciones tribológicas blandas.

3.2.1. Babbits

Al inicio de la revolución industrial ya estaba bien establecido que los bronce eran materiales superiores para la producción de cojinetes de ejes en maquinaria pesada y estas aleaciones se siguen utilizando ampliamente para estas aplicaciones. Sin embargo, la primera clase de aleaciones desarrolladas específicamente para aplicaciones tribológicas fueron los "Babbits" o metal blanco, llamados según el nombre de la persona que tomó el patente sobre éstas. Los babbits se basan en el sistema eutéctico estaño-plomo [1,2,18,19]. Se distinguen los babbits en base de estaño y los en base de plomo. Ambas clases son fáciles de fundir y se vacían de manera directa en la bancada de los ejes o se pueden producir por colada centrífuga. La producción en masa para motores de combustión interna se lleva a cabo por colada directa en cinta. El producto bimetálico obtenido se conforma posteriormente en cojinetes.

En los babbits basados en estaño, se añaden antimonio y cobre, junto con pequeñas cantidades de cinc, aluminio, arsénico bismuto y hierro. El papel del antimonio consiste en la formación de partículas esféricas del intermetalóide $SbSn$. Por arriba del 8% de Sb (hipereutéctico), las partículas toman una forma cúbica, disminuyendo su efecto de endurecimiento por dispersión. Un enfriamiento rápido suprime este problema. El cobre forma una fase intermetálica (Cu_6Sn_5), presente en forma de agujas que suelen formar estrellas (Figura 26). El arsénico provee un efecto de endurecimiento por solución sólida. Los babbits basados en el estaño tienen un punto de fusión bajo, baja resistencia y baja resistencia a la fatiga. Se pueden aplicar bajo condiciones de limitadas cargas estacionarias. Su excelente resistencia a la corrosión favorece su uso en bombas y en la industria alimenticia. Tanto el plomo como el estaño son termodinámicamente incompatibles con el acero, lo que significa que su compatibilidad tribológica es excelente y el desgaste por soldadura en frío no ocurre.

Los babbits basados en plomo (Figura 27) contienen estaño, antimonio y arsénico como principales adiciones. El papel de dichos elementos es parecido a lo mencionado para los babbits basados en estaño. El arsénico pospone el ablandecimiento de la aleación a temperaturas elevadas y refina la estructura de fundición. La limitada resistencia mecánica y el bajo punto de fusión de los babbits los hace inútiles para los motores de combustión

interna usados en automóviles. Sin embargo, aplicadas como capas delgadas sobre un respaldo más rígido superan el inconveniente de la resistencia mecánica sin sacrificar la compatibilidad, incrustabilidad y la resistencia a la corrosión de estas aleaciones.

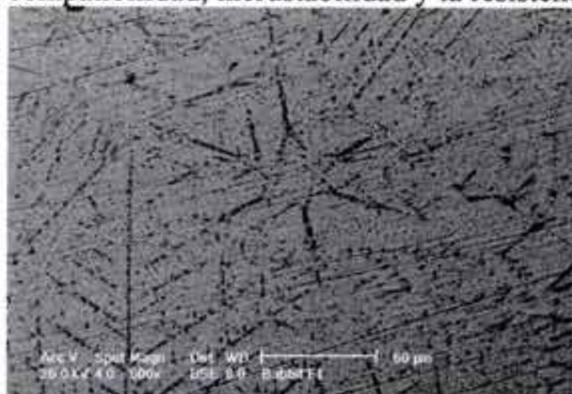


Figura 26. Babbitt basado en estaño, con estrellas de Cu_6Sn_5 en una matriz de Sn con Sb en solución sólida.



Figura 27. Babbitt basado en plomo, con dendritas primarias de Pb y una estructura nanocristalina interdendrítica.

Por lo anterior, estas aleaciones se utilizan como recubrimiento electrolítico sobre otras aleaciones tribológicas. El electrodeposito de las aleaciones estaño-plomo se ha establecido desde los años 1960. Se basa en el depósito de Sn^{++} en una solución de fluoroborato de estaño y plomo en un medio acidificado por ácido fluobórico [146,147]. La producción de depósitos finos depende de manera crítica del uso de adiciones orgánicas. Para el caso de recubrimientos plomo-estaño, se utiliza peptona para suprimir el crecimiento dendrítico de los granos. Uno de los problemas que enfrentan los babbitts (así como las aleaciones cobre-plomo) es la legislación ambiental que pretende disminuir el uso del plomo debido a su alta toxicidad y los problemas que pueden causarse al desechar este metal de manera no controlada [148,149]. Un ejemplo típico de un babbitt electrolítico se presenta en la Figura 28 (sección \perp LD) y la Figura 29 (superficie). La Tabla 1 indica algunas composiciones representativas.

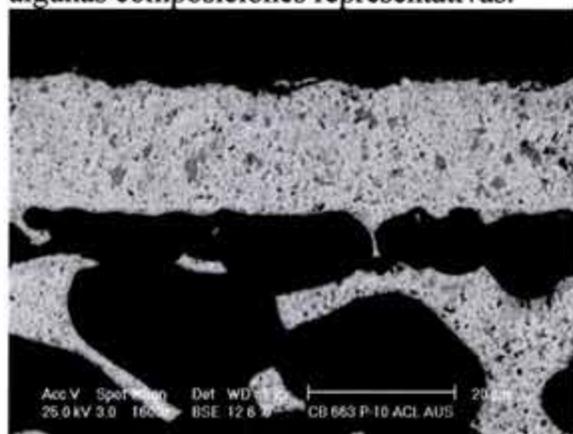


Figura 28. Sección longitudinal de un babbitt electrodepositado sobre una aleación cobre-plomo. Las partículas grises representan el estaño.

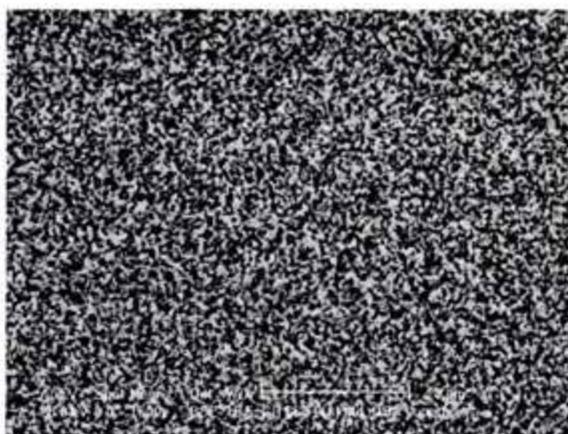


Figura 29. Imagen de la superficie de un recubrimiento babbitt, mostrando el tamaño de grano obtenido en el electrodeposito.

SAE	Producción	Pb	Sn	Sb	Cu	As	In
Alloy 12	fundición	/	89	7.5	3.5	/	/
Alloy 13	fundición	84	6	10	/	/	/
Alloy 14	fundición	75	10	15	/	/	/
Alloy 15	fundición	84	1	15	/	1	/
Alloy 191	electrolítico	90	10	/	/	/	/
Alloy 192	electrolítico	88	10	/	2	/	/
Alloy 193	electrolítico	80	18	/	2	/	/
Alloy 194	electrolítico	93	/	/	/	/	7

Tabla 1. Composiciones típicas de algunos babbitts. (Composiciones en %peso).

3.2.2. Cobre-plomo

El cobre de pureza comercial cumple con todas las condiciones establecidas para la operación correcta de un cojinete (sección 1.2), con excepción de la compatibilidad. Considerando que el cobre se puede endurecer de manera fácil a través de la solución sólida con estaño o cinc sin sacrificar ductilidad, se suele alea el cobre con estos elementos. El uso de bronce ya se comentó, pero la compatibilidad del cobre y el bronce es insuficiente y la fricción y el desgaste incrementan de manera significativa en condiciones de lubricación de frontera. Las pequeñas cantidades de plomo que se añaden para mejorar la maquinabilidad del bronce no mejoran de manera significativa las propiedades tribológicas de las aleaciones de cobre. Entre 4 y 10% de plomo, se empieza hablar de aleaciones tribológicas. Al aumentar el contenido de plomo, disminuye la capacidad de carga pero incrementa la compatibilidad.

SAE	Producción	Cu	Pb	Sn	Zn
Alloy 791	cinta laminada	88	4	4	4
Alloy 793(G)	fundición sobre respaldo	88	4	8	/
Alloy 793(P)	sinterizado	88	4	8	/
Alloy 792(G)	fundición sobre respaldo	80	10	10	/
Alloy 792(P)	sinterizado	80	10	10	/
Alloy 794(G)	fundición sobre respaldo	73.5	23	3.5	/
Alloy 794(P)	sinterizado	73.5	23	3.5	/
Alloy 49(G)	fundición sobre respaldo	75	24	1	/
Alloy 49(P)	sinterizado	75	24	1	/
Alloy 48(P)	sinterizado	70	30	30	/
Alloy 485	impregnado	48	51	1	/

Tabla 2. Composiciones (%peso) típicas de algunas aleaciones basadas en Cu-Pb.

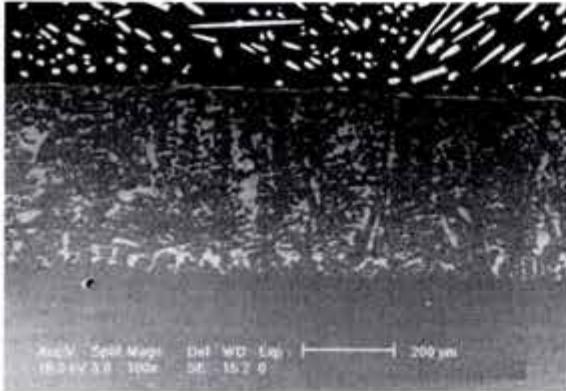


Figura 30. Estructura típica de fundición en una aleación Cu 25%Pb, vaciado sobre el respaldo de acero. El plomo se observa en tonos claros, el cobre y el acero se ven en un tono gris claro.

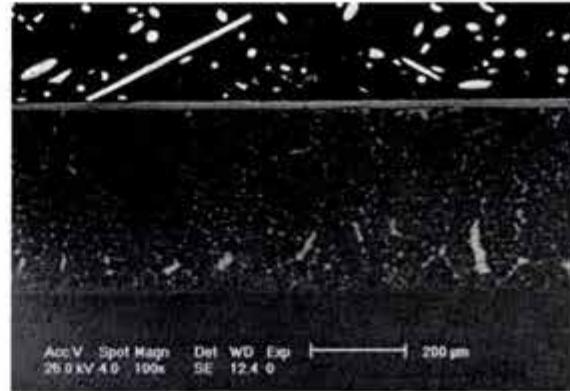


Figura 31. Estructura dendrítica fina en una aleación Cu 25%Pb, mostrando segregación por gravedad (el plomo se concentra en el fondo).

El segundo método de producción es la metalurgia de polvos, en la cual se produce la aleación por atomización en chorro de agua, seguido por el sinterizado en atmósfera reductora a 860°C. Un ejemplo de un polvo típico se presenta en la Figura 32. La microestructura ultrafina de las partículas se ilustra en Figura 33. Durante el sinterizado, se observa la migración del plomo hacia los poros (Figura 34), seguida por un crecimiento significativo del grano de cobre (Figura 35). Este crecimiento es un factor importante en la variación de las microestructuras obtenidas en el proceso. Un proceso menos común, pero utilizado para obtener bronce de mayor resistencia, es la producción de una microestructura porosa a través de la metalurgia de polvos, seguido por la impregnación del material con una aleación líquida de Pb-Sn. Este proceso se explica en las figuras 35-38. La ventaja de este proceso es que se obtiene una estructura donde la fase resistente tiene mayor conectividad y por ende mayor capacidad de carga. El uso de estos últimos productos es típicamente en bujes para el perno de pistón, mientras que los anteriores se aplican en los cojinetes de biela y cojinetes principales de motores con altas demandas de carga. En motores ligeros para automóviles compactos, se prefieren las aleaciones Al-Sn, las cuales son menos resistentes pero más económicas en términos de producción.

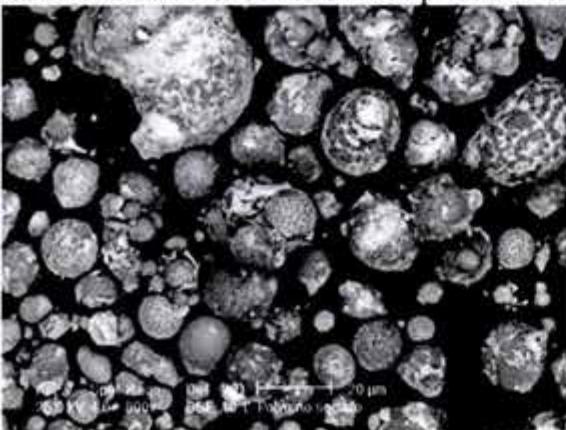


Figura 32. Polvo Cu-Pb. El cobre tiene tono gris, el plomo se muestra blanco.

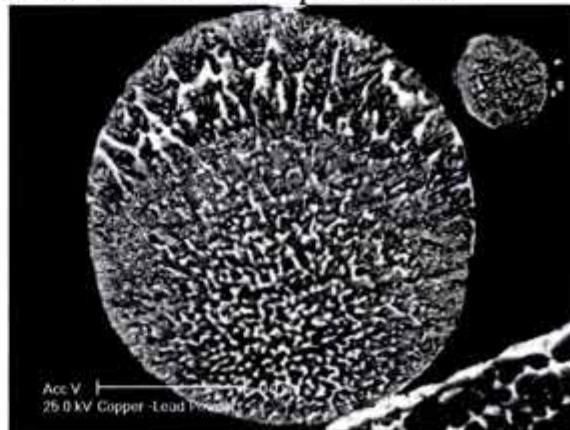


Figura 33. Microestructura interna de un polvo Cu-Pb.

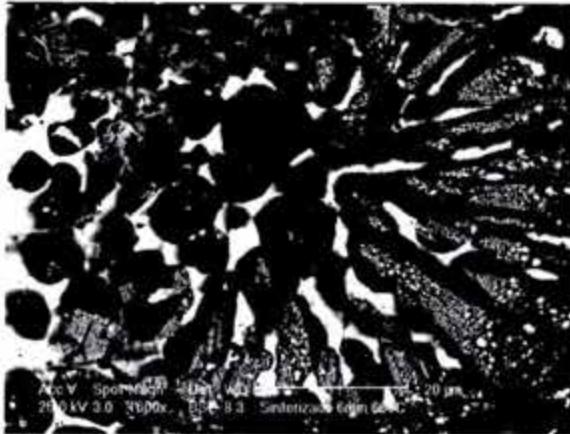


Figura 34. Efecto de 6 minutos de sinterizado a 660°C. El plomo se agrega para disminuir la energía superficial.

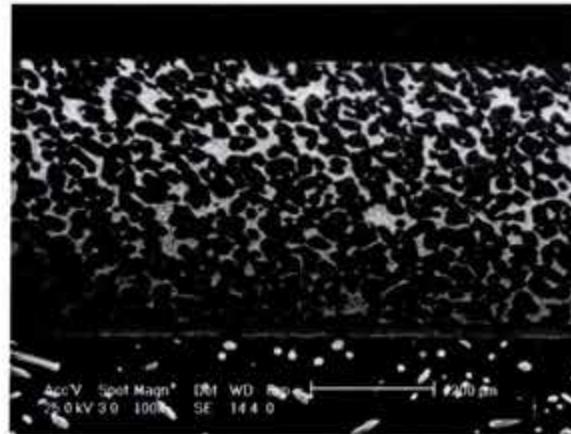


Figura 35. Material sinterizado con granos globulares de cobre en una fase continua de plomo.

Las aleaciones con alto contenido de plomo ($Pb > 15\%$ peso) se dividen en bronce (contenidos de Sn significativos) y aleaciones cobre-plomo. Los primeros son más resistentes, pero tienen menor incrustabilidad, menor conformabilidad y menor compatibilidad. Ejemplos de composiciones típicas se dan en la Tabla 2. La resistencia a la corrosión de estas aleaciones es mala, debido al hecho de que el plomo no se pasiva en ambientes ácidos y que se genera una celda galvánica entre las dos fases del material. Por consecuencia, estos productos se suelen recubrir con un babbitt electrolítico, el cual también mejora la compatibilidad y la incrustabilidad. De esta manera, se obtienen los cojinetes trimetálicos, consistiendo de un respaldo de acero, una aleación cobre-plomo ($\pm 200\mu\text{m}$), recubiertos por un electrodeposición de babbitt ($\pm 20\mu\text{m}$). Estos productos se fabrican por dos vías principales. La primera es el colado continuo sobre la cinta de respaldo, resultando en una estructura dendrítica de cobre con plomo en los espacios interdendríticos (Figura 30). El procedimiento de colada directa es difícil, ya que el diagrama de fase Cu-Pb es monotéctico y se puede generar segregación gravitacional tanto en el líquido como durante la solidificación. Un ejemplo de este fenómeno se da en la Figura 31.

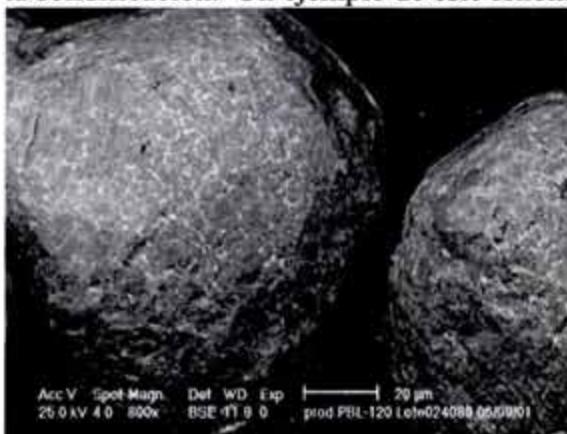


Figura 36. Polvo Cu-9.4Pb-8.6Sn. La mayor tensión superficial permite la obtención de partículas más regulares.

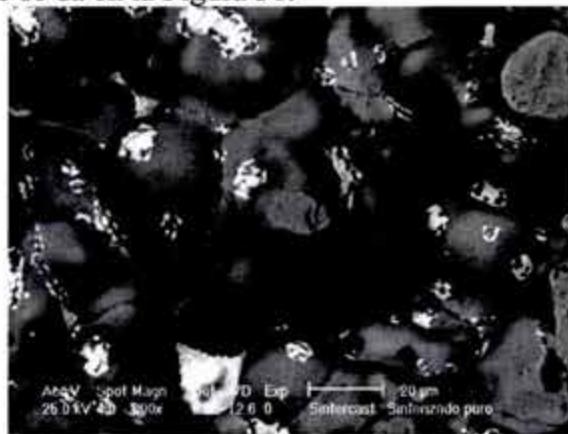


Figura 37. Estructura sinterizada de un polvo de cobre con bajo contenido de plomo antes de la impregnación con Pb-Sn.

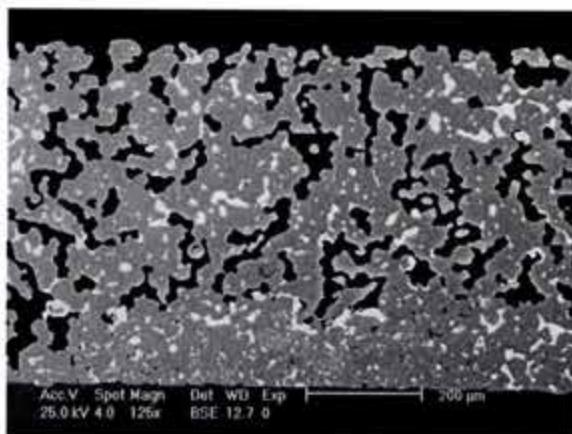


Figura 38. Estructura sinterizada de un polvo con bajo contenido de plomo.

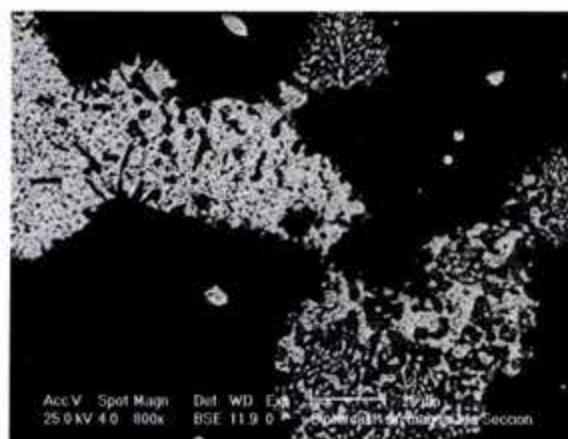


Figura 39. Estructura obtenida después de la impregnación con Pb-Sn.

3.2.3. Aluminio-estaño

El aluminio es uno de los elementos menos compatibles con el acero al mostrar amplia solubilidad sólida además de formar varios intermetálicos estables con este elemento. Sin embargo, en el momento de que se inventaron estas aleaciones, el concepto de compatibilidad no se había definido de manera clara y se buscaba simplemente una matriz resistente para contener un babbitt, ya que por la segunda guerra mundial las potencias del Eje se veían cortadas de sus fuentes de cobre. El establecimiento del proceso de colaminado en los años cincuenta permitía producir los clásicos cojinetes con respaldo de acero recubiertos con una delgada capa de aleación tribológica. Las dos ventajas de las aleaciones de aluminio son, que se pueden producir por fundición seguida por un tratamiento termomecánico y, segundo, su excelente resistencia a la corrosión que permite utilizarlas sin recubrimiento de babbitt. Por lo tanto, se habla de cojinetes bimetálicos y su proceso de producción es más sencillo que el proceso polvometalúrgico de los cojinetes trimetálicos. La familia de las aleaciones tribológicas basadas en aluminio se divide en aleaciones de alto contenido de estaño, alto contenido de plomo, medio estaño, bajo estaño y libre de estaño.

Los procesos metalúrgicos involucrados en la producción de las aleaciones Al-Sn relativamente poco conocidos y la descripción dada al respecto en una obra de referencia (Metals Handbook [18]) está en clara contradicción con lo observado en varios productos industriales y con resultados de laboratorio. A pesar de que los detalles metalúrgicos merecen una investigación más a fondo, se concluye que todos los métodos de producción siguen el mismo esquema. El primer paso en el proceso consiste de la obtención de un lingote delgado (10-30 mm), libre de porosidad y con una distribución homogénea del estaño. El diagrama de fase aluminio-estaño muestra una tendencia a formar un monotéctico [31] y la solubilidad sólida de los dos elementos es prácticamente cero. Por lo tanto, existe una fuerte segregación así como un riesgo de segregación por gravedad [151]. Sin embargo, al aplicar técnicas estándares como degasificación, refinado de grano, modificación del eutéctico Al-Si (de ser el caso), filtración del metal líquido y enfriamiento forzado, se obtienen lingotes de alta calidad con la suficiente ductilidad para el proceso de colaminado [152]. Para las aleaciones de alto estaño, se obtiene una estructura celular en la cual el estaño rodea las celdas de aluminio (Figura 40), en aleaciones de medio estaño se

encuentra este elemento como una red continua en el espacio interdendrítico. En presencia de silicio, se tienden a formar intermetálicos alargados que comprometen la ductilidad del producto (Figura 41).

SAE	Producción	Al	Si	Cu	Ni	Mg	Sn	Pb	otros
783	Colaminado	79	/	1	/	/	20	/	/
786	Colaminado	59.5	/	0.5	/	/	40	/	/
787	Sinterizado	85	4	1	/	/	1.5	8.5	/
787	Colaminado	88.5	4	0.5	/	/	1	6	/
788	Colaminado	83	2.5	0.7	/	/	12	2	0.2 Sb
780	Cinta	90.5	/	1	1	/	6.5	/	/
770	Colaminado	91.5	/	1	1	/	6.5	/	/
781	Colaminado	95	4	0.1	0	0.1	/	/	1.0 Cd
782	Colaminado	95	/	1	1	/	/	/	3.0 Cd
784	Colaminado	88	11	1	/	/	/	/	/

Tabla 3. Composiciones típicas de algunos babbitts. Las composiciones se dan en %peso. Las últimas tres aleaciones se utilizan con un recubrimiento electrolítico de Babbitt.

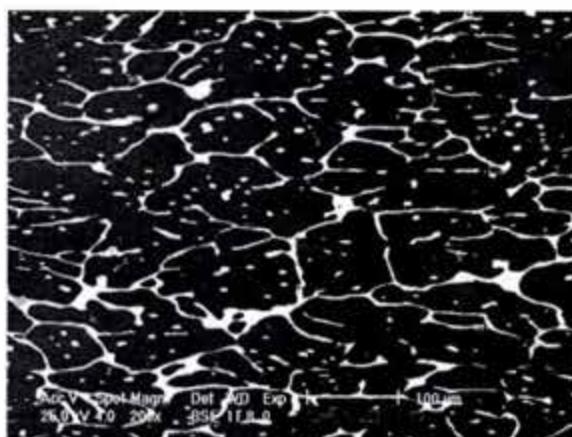


Figura 40. Lingote de la aleación SAE783, después de un primer paso de laminado de 50%. (Sn: blanco, Al: gris).

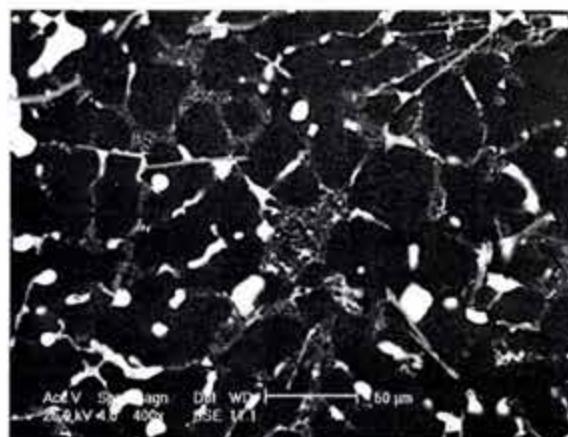


Figura 41. Lingote de la SAE788. Se tiene un eutéctico modificado de Al-Si, zonas aisladas de Sn e intermetálicos alargados (gris claro).

Los lingotes se colaminan con una capa delgada de aluminio de pureza industrial en ambos lados en un sólo paso de reducción en frío de 50%. El producto obtenido se puede recocer o, de ser posible, reducir hasta su espesor final ($\pm 90\%$ reducción en frío, Figura 42). Posteriormente se aplica un recocido (Figura 43). Este proceso es esencial para obtener una distribución fina y homogénea tanto del estaño como de las partículas intermetálicas y del silicio. La presencia del estaño, el cual se deforma en caliente aún si el material está a temperatura ambiente y que está en estado líquido durante el proceso de recristalización

produce fenómenos metalúrgicos que muestran poca similitud a lo que se observa en tratamientos termomecánicos de aleaciones clásicas de aluminio [152,152]. La falta de conocimiento teórico con respecto a la metalurgia fundamental de las aleaciones Al-Sn puede ser una de las posibles causas de la dispersión en microestructuras y propiedades que se describe en esta tesis y que fue reportado anteriormente [18]. El último paso en el proceso es el colaminado de la cinta obtenida con el respaldo de acero, con una reducción de 45%. No hay acuerdo sobre la cuestión de que este paso se debe de seguir por un último tratamiento térmico o no. Un ejemplo de una cinta SAE783 terminada se da en la Figura 44, la aleación SAE788 se presenta en la Figura 45.

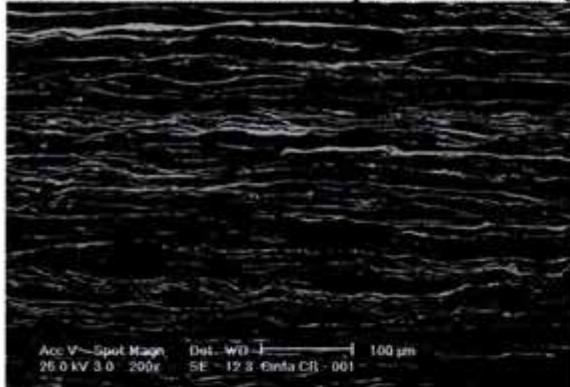


Figura 42. Microestructura típica de una aleación SAE783 después de 88% de reducción.



Figura 43. SAE783, Microestructura recrystalizada.

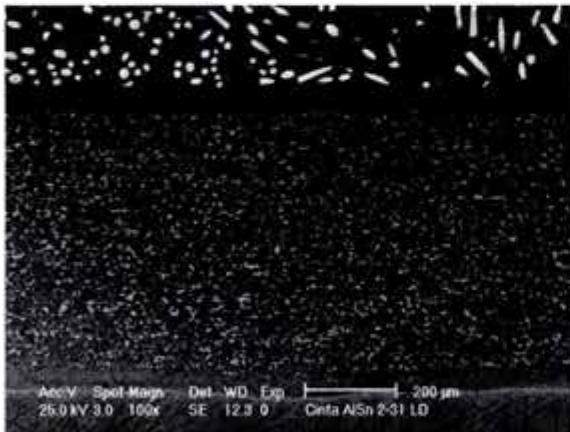


Figura 44. Aleación SAE783, mostrando una distribución fina y homogénea del estaño. La capa de aluminio puro en la superficie se remueve durante el proceso de manufactura.

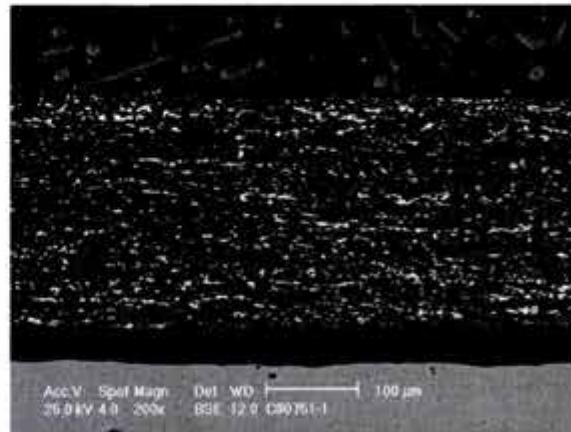


Figura 45. Aleación SAE788, con una distribución irregular de partículas alargadas de estaño. El silicio y los intermetálicos no son visibles a estos aumentos.

Al igual de que no se conocen los detalles de los tratamientos termomecánicos de las aleaciones Al-Sn, tampoco se ha aclarado de manera precisa el papel que juegan los varios elementos de aleación involucrados. Es evidente que el Sn y el Pb sirven para superar la muy limitada compatibilidad del aluminio. Unas hipótesis con respecto al funcionamiento exacto de esta adición se discutirá en detalle en el capítulo 5. Aparte, se ha documentado

que el Sn acelera la precipitación de la fase θ . Existen indicaciones de que en las aleaciones SAE783 la precipitación de esta fase se lleva a cabo a temperatura ambiente después de una deformación de 50% en frío [150,152]. Cobre y magnesio se añadan en bajas concentraciones para obtener un endurecimiento por solución sólida, pero basándose en lo antes discutido, puede ser posible que forman precipitados, los cuales por su bajo número no serán muy eficientes.

La adición de Ni se inspira probablemente en el papel que tiene este elemento en aleaciones de aluminio de alta temperatura, donde estabiliza los precipitados GPII. En las aleaciones tribológicas, parece estar presente como $NiAl_3$. En las aleaciones SAE788, se añade 0.3% de vanadio. Este elemento tiene como propiedad que aumenta la temperatura de recristalización del aluminio, pero se desconoce el mecanismo preciso. Por lo tanto, se puede suponer que ayuda a suprimir todos los procesos térmicos en la aleación, tal y como el crecimiento de grano y la termofluencia. El Mn, presente como impureza en la materia prima, puede jugar un papel parecido, además de modificar la morfología de los intermetálicos $Fe_2Si_2Al_9$. Estos últimos son responsables para la fractura del lingote durante el primer colaminado. En la literatura no existe evidencia del uso intencional de esta impureza.

El papel del Si es enigmático. Según las pocas fuentes a disposición, este elemento aumenta la compatibilidad de la aleación. La alta solubilidad del Si en el acero contradice esta teoría. Una posible explicación para el efecto benéfico del silicio se mencionó en la sección 2.4.5. Sin duda, este elemento facilita la fundición de la aleación y provee un endurecimiento por partículas. Por el otro lado, se observa que en aleaciones libres de silicio, el Fe (presente como impureza) se capta en el intermetálico $FeAl_3$, con morfología cúbica. En presencia de trazas de Si, se forma $(Fe,Mn)_3SiAl_{12}$, con forma de escritura china. Al aumentar la cantidad de Si predomina el $Fe_2Si_2Al_9$, cuya morfología laminar compromete la deformabilidad del lingote. Una vez laminado, los intermetálicos están presentes como partículas y proveen un endurecimiento por dispersión. El control del contenido de Fe en la aleación es crítico para limitar los efectos negativos de los intermetálicos. Ejemplos de las aleaciones basadas en aluminio se dan en la Tabla 3.

3.2.4. Otras

En aviones de combate se ha utilizado la plata, con un recubrimiento babbitt, como el material que combina de manera suprema las condiciones de compatibilidad, resistencia a la corrosión y resistencia a la fatiga. La sustitución de motores reciprocantes por turbinas de gas ha eliminado esta aplicación. Otras aleaciones se basan en el uso de cinc para sustituir los bronce clásicos, pero el fuerte ablandecimiento de este material con la temperatura limita su operación a temperaturas de 120°C, veinte grados por debajo de la temperatura de operación de un cojinete en un motor de combustión interna. Algunos estudios interesantes han aparecido en la literatura reciente con respecto al uso de materiales alternos. Prasad et al. vuelven a investigar las aleaciones con base en cinc, pero no consideran aplicaciones automotrices [154]. Más original es la investigación de Gronostajski et al., quienes colectaron una muestra representativa de virutas producidas en la manufactura de cojinetes y la convirtieron en cinta a través de un proceso de extrusión en caliente [155]. El resultado es un bronce de aluminio con propiedades tribológicas aceptables.

3.3. Caracterización metalográfica.

3.3.1. Medidas sencillas

A lo largo de la investigación presentada en esta tesis, se ha encontrado que las aleaciones mencionadas en las tablas 1 a 3 muestran una gran dispersión en su aspecto microestructural, aún si sus composiciones son nominalmente iguales. Uno de los principios más básicos de la metalurgia es que la relación entre propiedades y microestructura es única y la optimización de las propiedades de una aleación se lleva a cabo a través del control de la microestructura. Por lo tanto, la caracterización metalográfica y su relación con el comportamiento de la aleación es una tarea importante para la comprensión del comportamiento mecánico (y químico) de las aleaciones tribológicas blandas. Desafortunadamente, también es una tarea difícil, debido a la complejidad de las estructuras involucradas y las dificultades en la preparación metalográfica de estos materiales que consisten de dos fases con propiedades muy diferentes [150].

Los patrones encontrados por un individuo en una distribución aleatoria de puntos han sido utilizados por psicólogos para analizar las profundidades freudianas de la mente humana, por lo que no cabe duda que el análisis de una microestructura por medio de una observación visual de la distribución de fases no será determinante para su clasificación. Por esta razón se enfrenta la necesidad de elaborar métodos cuantitativos para alcanzar un análisis confiable. La metalografía cuantitativa ofrece una serie de técnicas bien establecidas y basadas en la ciencia de la estereología. Esta última combina la geometría con la estadística para predecir como se observarán en el plano del corte metalográfico los detalles de una microestructura en tres dimensiones. Los métodos sencillos se enfocan hacia parámetros como el tamaño de grano, la cantidad de segunda fase y la distancia promedio que existe entre las partículas dispersadas en el material. Los análisis más avanzados, como la distribución de tamaño de grano, la interconectividad entre granos de la misma fase y la agrupación de partículas son mucho menos conocidos y exigen mayor esfuerzo en la recolección de datos. Por esto, se aplican principalmente a materiales exóticos con aplicaciones muy específicos donde la calidad del producto depende de manera crítica de estas variables [156,163]. Los cojinetes cumplen con estos tres criterios.

Una medida clásica del tamaño de grano en un metal es el número ASTM (simbolizado por N) [15]. N es definido como sigue:

$$n_a = 2^{N-1}$$

$$N = \frac{\log n_a}{\log 2} + 1 \quad (43)$$

en el cual n_a representa el número de granos por pulgada cuadra a una ampliación de 100X. El número equivalente de tamaño de grano G se encuentra por el método de intersecciones lineales. Utilizando una ampliación M y contando n_p intersecciones en una línea con longitud L , se encuentra que la longitud promedio de las intersecciones se da por

$$l = \frac{L}{n_p M} \quad (44)$$

y el número ASTM equivalente se da por la relación de Hilliard:

$$N = -3.36 - 2.88 \ln l \quad (45)$$

En esta relación, l está expresado en mm.

Lo anterior es válido cuando el material consiste de una sola fase. En el caso de que exista una segunda fase, está ocupará una fracción f_2 de la longitud de la línea. Se puede comprobar que f_2 es igual al porcentaje volumétrico de la segunda fase. Como la segunda fase no estará presente como un sólo volumen sino como una serie de intersecciones pequeñas se obtiene para fase 1 y fase 2:

$$l_1 = \frac{f_1 L}{n_{g1} M} \quad l_2 = \frac{f_2 L}{n_{g2} M}$$

$$f_1 + f_2 = 1 \quad (46)$$

$$f_1 = \sum_{n_1=1}^{n_{g1}} l_{n_1} \quad f_2 = \sum_{n_2=1}^{n_{g2}} l_{n_2}$$

Estas fórmulas indican que en un material bifásico, hay que medir los granos individuales de cada fase (l_{n1} y l_{n2}), sumar las longitudes y aplicar la fórmula general, donde n_{g1} y n_{g2} serán los números de granos de ambas fases. Esto es laborioso y por lo general se efectúa por medio de una paquetería de análisis de imágenes. Al tener las mediciones individuales de cada grano, se puede construir la distribución de tamaños de grano $P(l_{ni})$, la cual seguirá la distribución logarítmica normal para microestructuras comunes. El uso de la distribución de tamaño de grano no tiene muchas aplicaciones en el control de calidad o en la comparación de productos, pero puede contener información interesante con respecto a los procesos metalúrgicos involucrados.

En las aleaciones Cu-Pb y Al-Sn, donde la solubilidad mutua de ambos metales es prácticamente igual a cero, puede existir la tentación de determinar la cantidad de ambas fases por medio de un análisis químico por dispersión de energía de rayos X en el microscopio electrónico de barrido. Sin embargo, la corrección ZAF (Z =número atómico, A =absorción, F =fluorescencia) que se aplica es válida únicamente para materiales homogéneos y da resultados erróneos en el caso de materiales bifásicos [164]. El método más sencillo para determinar la cantidad de segunda fase es el conteo de puntos, en el cual se sobrepone una rejilla de 10X10 puntos sobre la microestructura [165]. El número de puntos que coincide con fase A será el porcentaje de fase A (volumen). Para un análisis confiable se necesita repetir el procedimiento en cinco zonas del material. Los puntos que coinciden con el límite de dos fases valen un medio. Para el caso donde ya se determinó el tamaño de grano de las dos fases, este procedimiento es redundante, ya que f_1 y f_2 ya estarán conocidos de las fórmulas (46).

3.3.2. Parámetros avanzados

Los dos métodos anteriores son ampliamente aplicados y bien conocidos en la metalografía. Se pueden encontrar en manuales [166] y en normas. Para otros parámetros, la literatura especializada a veces provee la solución. La conectividad de fases se ha investigado hasta cierto punto en materiales sinterizados en presencia de una fase líquida e indica la cantidad de contacto que existe entre los granos de la fase sólida [159]. Este contacto es importante

para obtener mayor resistencia en las aleaciones Cu-Pb, ya que la presencia de zonas de plomo entre los granos de cobre permite el deslizamiento intergranular de la fase resistente.

Se ha definido la continuidad entre la fase sólida C_{SS} (contacto sólido - sólido) y la fracción cubierta F_C (por líquido) como parámetros que se relacionan como

$$C_{SS} = 1 - F_C \quad (47)$$

Existe una relación única para cada aleación entre F_C , el tamaño de grano y la cantidad de líquido en la aleación. En las aleaciones investigadas en la literatura [157-159], la cantidad de líquido varía con la temperatura. Esta variación no es tan importante en el sistema cobre plomo; además, en el caso actual, lo que se estudia es la microestructura a temperatura ambiente, así que lo que es el líquido en otros estudios será el plomo sólido en el presente. La siguiente fórmula determina C_{SS} :

$$C_{SS} = \frac{2S_{VSS}}{2S_{VSS} + S_{VSL}} \quad (48)$$

En esta fórmula, S_{VSS} es la superficie por unidad de volumen (S_V en anotación estereológica convencional) de las superficies entre sólido y sólido, S_{VSL} es el área por unidad de volumen de las superficies sólido-líquido. El denominador de esta fórmula es igual a:

$$2S_{VSS} + S_{VSL} = 4 \frac{f_S}{l_S} \quad (49)$$

Con f_S y l_S obtenidos por intersecciones lineales. De manera análoga se encuentra que:

$$S_{VSL} = 4 \frac{f_L}{l_L} \quad (50)$$

Combinando (48), (49) y (50) se obtiene:

$$C_{SS} = 1 - \frac{l_S f_L}{l_L f_S} \quad (51)$$

Si los granos tienen una morfología esférica, el espesor promedio δ de la fase líquida (Pb), se da por:

$$\delta(1 - C_{SS}) = \frac{l_S f_L}{2 f_V} \quad (52)$$

Un valor pequeño de δ indica una fase de plomo relativamente resistente, un valor alto de δ junto con un valor bajo de C_{SS} indica una aleación cuyas propiedades dependen de manera crítica de las propiedades del plomo.

La conectividad de los granos resistentes es importante en aleaciones Cu-Pb. En Al-Sn, este factor no es tan importante, ya que el Sn forma granos pequeños dentro de una matriz continua de Al. En estos productos, una característica de calidad es la dispersión fina y homogénea de segunda fase. El primer aspecto se investiga por medio de las intersecciones lineales, el segundo requiere de un método específico. Éste fue desarrollado para compuestos de matriz metálica reforzados por partículas duras, en los cuales un agrupamiento de partículas representa una zona frágil [163]. En Al-Sn, lo contrario puede

ser el caso. Cuando también se incorpora Si en el producto, este se comportará de manera parecida a lo que se conoce en compuestos de matriz metálica. De todas las posibles medidas para determinar el agrupamiento de partículas en una microestructura, la de conteo por áreas es la más accesible además de permitir un análisis estadístico relativamente sencillo [160-163]. La técnica se basa en la determinación del número de partículas en una serie predeterminada de áreas constantes. Si el material es homogéneo, se espera que el número de partículas en cada área sea más o menos igual. El número no será exactamente igual, aun si la distribución es aleatoria.

Si se escoge un área de conteo muy pequeño, la cantidad de partículas será pequeña y muy variable. Al aumentar el área, se manifestará el efecto de una distribución heterogénea ya que ciertas áreas contendrán más partículas que otras y que, además, esta diferencia no obedece la distribución estadística teórica. Para áreas más grandes, la variabilidad disminuirá, hasta alcanzar un área en el cual se obtendrá variación predicha para un material homogéneo, ya que cada una incluirá zonas densas y zonas con baja concentración de partículas. Este tamaño, llamado la escala homogénea de la microestructura, es característico para el proceso de producción. Se concluye que, al elegir adecuadamente el tamaño del área de conteo, la variabilidad de los resultados será función de la agrupación de las partículas. Para puntos (o partículas infinitamente finas), la distribución que se obtiene es la de Poisson:

$$p_n(A) = \frac{n^m e^{-m}}{n!} \quad (53)$$

En esta fórmula, $p_n(A)$ es la probabilidad de contar exactamente n partículas en un área A (cuadrado o círculo) y m el promedio de todos los valores n obtenidos en las diferentes áreas. La desviación estándar de esta distribución es igual a $m^{1/2}$. Si se calcula la desviación estándar s_e de una serie de mediciones y se compara con el promedio experimental m_e , se define el coeficiente de dispersión como:

$$CD = \frac{s_e^2}{m_e} \quad (54)$$

Un método para decidir si una distribución de partículas es aleatoria o no consiste de la prueba χ^2 (chi cuadrado). Esta prueba consiste en calcular el número de veces que se espera un área con n partículas $F_{exp}(n) = N_c p_n(A)$, con N_c el número total de cuadrados aplicados. Esto se compara con $F_{exp}(n)$, el número de cuadrados con n partículas determinado por experimento.

$$\chi^2 = \sum \frac{[F_{exp}(n) - F_{exp}(n)]^2}{F_{exp}(n)} \quad (55)$$

Si el valor de χ^2 rebasa un cierto nivel χ^2_{α} , se concluye que la probabilidad de que las mediciones provinieron de una distribución aleatoria es baja ($< \alpha$) y no se acepta la hipótesis. En este caso se considera que las partículas están agrupadas. Lo antes expuesto se ilustra mediante la Figura 46. Se aplicó una rejilla cuyo tamaño fue tal que se encontraron por lo menos cinco partículas y no más que treinta en la mayoría de los cuadrados, según una regla general para la aplicación de la prueba χ^2 en relación con la

distribución de Poisson. Se contaron el número de partículas en cada cuadrado. Se contaron un total de 1376 partículas divididas entre 160 cuadros.

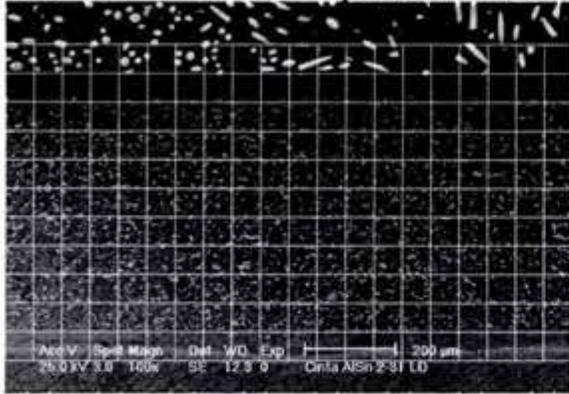


Figura 46. *Rejilla utilizada para el control de agrupamiento de partículas.*

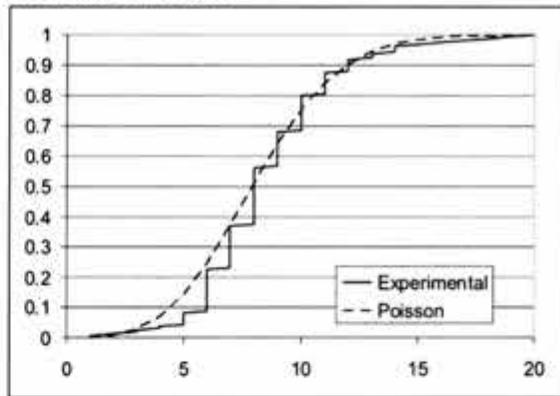


Figura 47. *Comparación entre la distribución de partículas por área y la teórica de Poisson*

Para estimar el parámetro m de la distribución de Poisson, se puede tomar como buena aproximación el número promedio de partículas por cuadrado. Este es igual a 8.6. En la Figura 47 se nota una buena similitud entre las dos curvas. Calculando el coeficiente de dispersión, se encuentra que $CD=1.003$. Esto es un primer índice que cada diferencia entre las curvas de la figura 8 se debe a variaciones estadísticas. Una última prueba que se puede aplicar es la χ^2 . Se encuentra un valor de 0.33. Para decidir que las dos curvas son iguales con un nivel de significanza de 0.01, este número tiene que ser menor que 3.05. Tomando en cuenta que los niveles de significanza representan el riesgo de aceptar la hipótesis mientras no era correcta, se puede decidir la hipótesis de que existan diferencias entre la medición y Poisson es improbable. De esta manera, tanto CD como χ^2 llevan al mismo resultado: el material es homogéneo.

Para caracterizar el cobre-plomo basta un análisis de intersecciones lineales para un material bifásico, midiendo de manera individual la longitud de cada grano y anotando el carácter de cada intersección con un límite de grano (Cu-Cu o Cu-Pb). En cada zona, se puede repetir la medición en dirección horizontal y vertical. Esto no sólo mejora la estadística del método, sino también permite el análisis de la cantidad de deformación en frío que ha sufrido el material y la posibilidad de procesos anisotrópicos en el sinterizado. Este método es un control de calidad completo y cuantitativo. Para caracterizar el Al-Sn, se necesitan dos técnicas. El método de intersecciones lineales provee la información con respecto al tamaño y la cantidad de granos de Sn y partículas duras. Para determinar la homogeneidad de la segunda fase, se aplicará una malla de cuadrados sobre la microestructura, procurando que la mayoría de los cuadrados tendrá por lo menos cinco granos de Sn y por lo más treinta. La información obtenida será menos completa que en el cobre-plomo, ya que todavía no se ha logrado revelar los límites de grano Al-Al. Pese a esto, el método representa una mejora significativa de las evaluaciones aplicadas a la fecha (inspección a simple vista).

3.4. Caracterización de las aleaciones tribológicas blandas

3.4.1. Calidad de los Babbits.

Desde un inicio de la presente de investigación se observó que los babbitt de los cojinetes trimetálicos mostraron defectos que no habían recibida la debida atención en la literatura técnica. En recubrimientos con base en Pb, cuando falle la adición de peptona, se espera la formación de “árboles” (treeing). Esto se debe al crecimiento dendrítico del plomo. En los recubrimientos de cojinetes, se encontró que la mayoría de los productos mostró un defecto que se ha denominado grumo (“coliflores” sería una palabra más ilustrativa). Tomando en cuenta que el tamaño de estos defectos es mayor que el espesor de la película lubricante predicho por el método de Ockvirk, se consideró la eliminación de los grumos como un aspecto primordial para mejorar la calidad de los cojinetes trimetálicos. En un primer paso, se definieron cuatro clases de calidad y se colocaron los productos disponibles en uno de los cuatro, para determinar la severidad del problema. De la primera parte del análisis se desprendió que el defecto es común, aún si existe un productor cuyos productos nunca muestran grumos. No se tenía el objetivo de establecer una norma para la evaluación visual de recubrimientos babbitt, ya que se demostró que los defectos se pueden eliminar sin mayores esfuerzos. Únicamente la clase 1 (Figura 48, recubrimiento libre de defectos) tiene relevancia y razón de existir.

Posteriormente, se tomaron muestras en los números impares de un proceso de 21 estaciones en una línea industrial continua de recubrimientos. En estas muestras, se determinaron los diámetros máximo y mínimo de cada grumo encontrado en tres micrografías a 200X, durante tres corridas distintas de la misma línea. El análisis completo del proceso [167] demostró que la ocurrencia de los grumos se debía a una interrupción de la corriente durante el proceso electrolítico, causando la oxidación local y la nucleación de los defectos. Un mejor monitoreo de la corriente de recubrimiento eliminó el problema por completo, aún si recurre de vez en cuando si el control de calidad en la línea de recubrimientos disminuye. La importancia de la calidad del babbitt bajo condiciones severas de desgaste se ilustra en la Figura 52 (babbitt clase I) y la Figura 53 (babbitt clase III). Las condiciones experimentales bajo las cuales fueron obtenidas estas imágenes se describirán en más detalle en el capítulo 4.

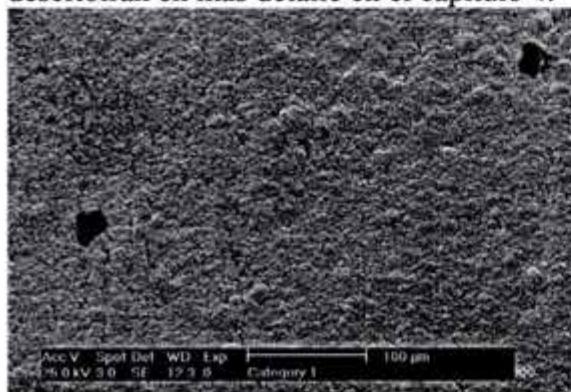


Figura 48. Clase I. Óptima calidad del recubrimiento. Depósito liso con la virtual ausencia de grumos.

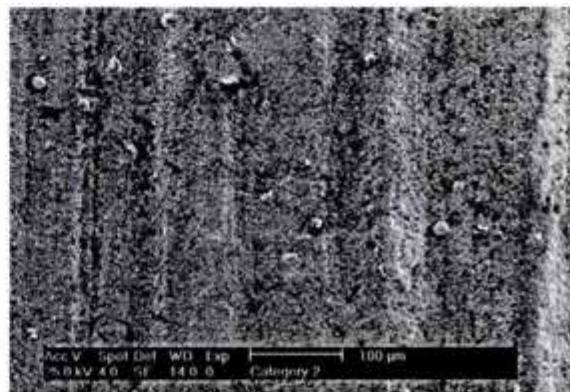


Figura 49. Clase II. Calidad de recubrimiento aceptable. Se observan algunos grumos de tamaño limitado

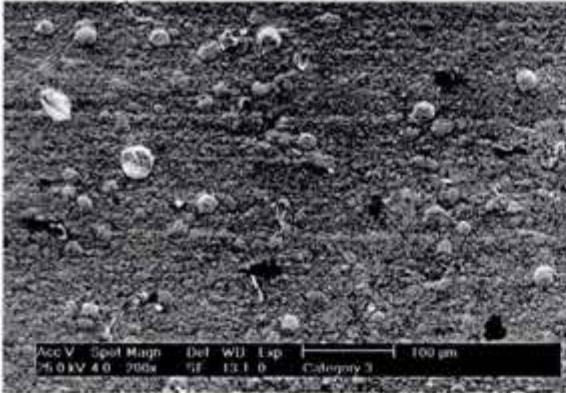


Figura 50. Clase III. Calidad superficial aceptable. Se observan grumos, algunos de tamaño significativo.

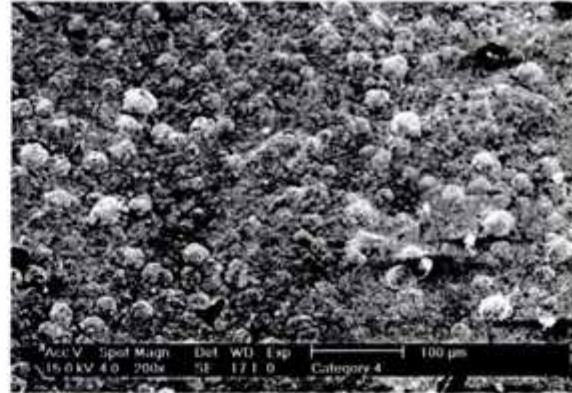


Figura 51. Clase IV. Recubrimiento de baja calidad. Los grumos predominan en el aspecto superficial.

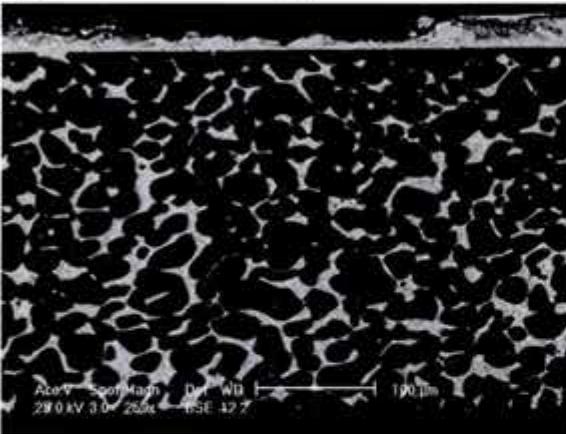


Figura 52. Aleación cobre-plomo con un babbitt de buena calidad después de 30 horas de ensayo. El babbitt muestra desgaste, pero la aleación Cu-Pb no se ha afectado.

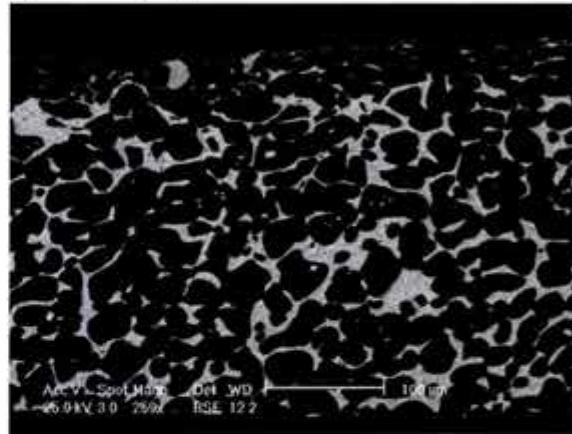


Figura 53. Aleación cobre plomo con un babbitt de baja calidad. Después de 30 horas de ensayo en la máquina Underwood, el babbitt ha desaparecido y la aleación está severamente afectada por el desgaste.

3.4.2. Aleaciones cobre-plomo obtenidas por metalurgia de polvos.

Se han llevado registros sistemáticos de la calidad de los cojinetes disponibles en el mercado durante varios años. Este estudio se ha limitado a una revisión visual de las micrografías, ya que las técnicas metalográficas cuantitativas revisadas en 3.3.2 se han establecido posteriormente a la obtención de la mayoría de las microestructuras aquí resumidas. Hasta la fecha, no se han automatizado las mediciones mencionadas y la obtención de los datos cuantitativos de manera manual corresponde a cerca de cuatro horas de trabajo por micrografía. Se aplicarán los métodos cuantitativos a algunos ejemplos, básicamente para demostrar su potencial en la evaluación de los materiales investigados. La revisión completa del análisis de calidad se presentará de manera cualitativa. Con base en los ensayos y los análisis descritos en el capítulo 4, se concluirá que una aleación Cu-Pb de alta calidad debe mostrar un grano fino, una alta conectividad de la fase resistente y las zonas de material blanda deben tener dimensiones reducidas. Se indicaron tres clases para cada una de estas propiedades, las cuales se resumen en la Figura 54. Destaca la gran

variabilidad de los productos, tanto dentro de la gama de un solo productor como entre los diferentes fabricantes.

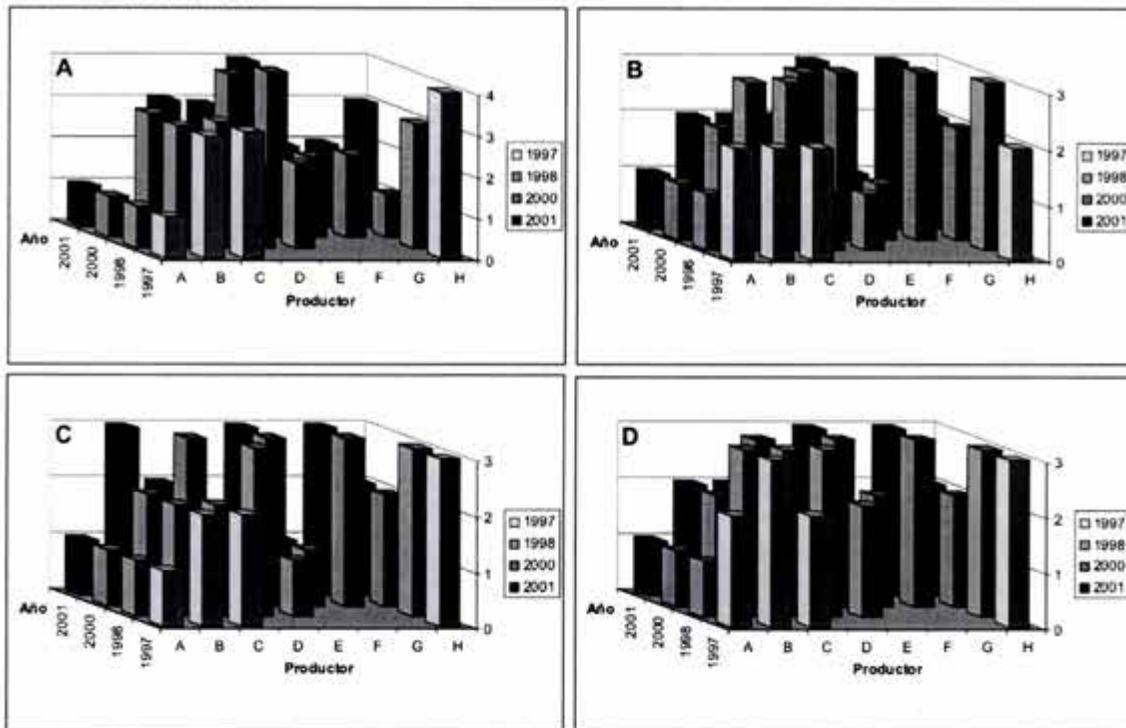


Figura 54. Parámetros de calidad de las aleaciones Cu-Pb, como determinados a lo largo de las investigaciones presentadas en esta tesis. La gráfica A representa la calidad del babbitt según las clases establecidas en la sección 3.4.1. Gráfica B representa el tamaño de grano de cobre (1=fino, 2=mediano, 3=grueso), gráfica C indica la conectividad del cobre (1=baja, 2=mediana, 3=alta) y la figura D representa el tamaño de las zonas de plomo (1=fino, 2=mediano, 3=grueso). Las aleaciones A y F corresponden a productos de fundición, las demás se obtuvieron por metalurgia de polvos.

Para cuantificar las variaciones indicadas en la Figura 54, se seleccionaron tres microestructuras distintas. La primera se encuentra en la Figura 35. Este material tiene un grano intermedio, una conectividad de cobre baja y grandes zonas de plomo. En la Figura 57 se da un ejemplo de una aleación de grano fino, mientras que la Figura 59 representa el caso opuesto. Este análisis demuestra antes que nada la primera hipótesis de la sección 3.3.2. La evaluación de una microestructura a simple vista no produce resultados confiables. La Figura 55 parece tener el grano más grueso que la Figura 57, pero la primera está al doble aumento. La mente humana no puede hacer esta corrección, la metalografía cuantitativa demuestra que la diferencia en número ASTM es pequeña. Asimismo, la percepción de que el plomo es más grueso en la primera se desmiente por el parámetro δ (fórmula 52), el cual demuestra que las zonas de plomo son más delgadas (en promedio) en la Figura 55. La conectividad del cobre es menor en esta aleación. Con respecto a la Figura 59, se puede concluir que se trata efectivamente de un grano de cobre y zonas de plomo más gruesas, pero la diferencia es menor de lo que se puede estimar con base en la observación visual. Esto se debe al hecho de que la capa de Cu-Pb es más delgada, dando la falsa impresión de que los granos son más grandes.

En esta última aleación se observa que la conectividad del cobre es anisotrópica, con 40% en dirección vertical y 20% en dirección horizontal. Si se tratase de un sinterizado en estado líquido de una aleación normal, se podría explicar este hecho por el efecto de la gravedad, generando una compactación en dirección vertical. En el presente caso, el sólido es más ligero que el líquido, así que se debería de suponer que la fuerza de Arquímedes tenga este mismo efecto. Este asunto requiere de investigaciones más a fondo para aclararse. Para efectos de control de calidad, basta con reportar los valores promedios para el tamaño de grano, la conectividad y el espesor de las zonas de plomo. Para la investigación con respecto al proceso de sinterizado se pueden utilizar las distribuciones de tamaño de grano, ya que estos se obtienen automáticamente en el análisis. En los tres productos se encuentra una desviación negativa con respecto a la curva logarítmica normal para tamaños intermedios. Esto indica que se trata de distribuciones bimodales, características de un proceso de crecimiento de grano anormal, lo que puede indicar un tiempo o una temperatura de sinterizado exagerado.

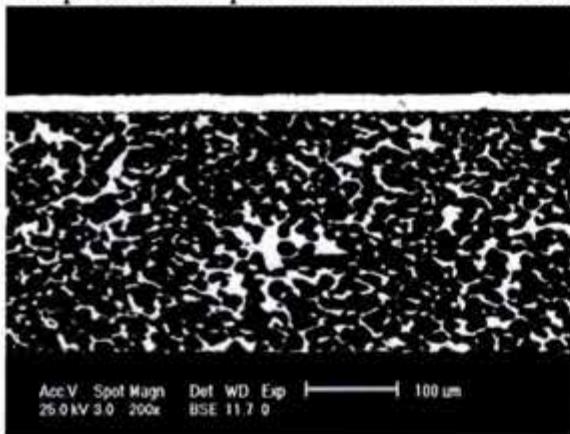


Figura 55. Aleación Cu-Pb con grano fino pero islas de plomo grandes.

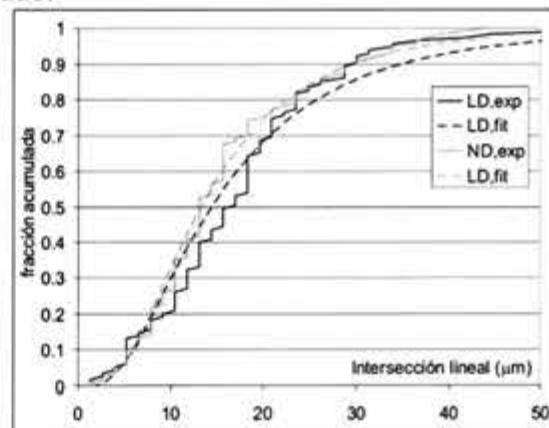


Figura 56. Distribución de las intersecciones correspondiente a la Figura 55.

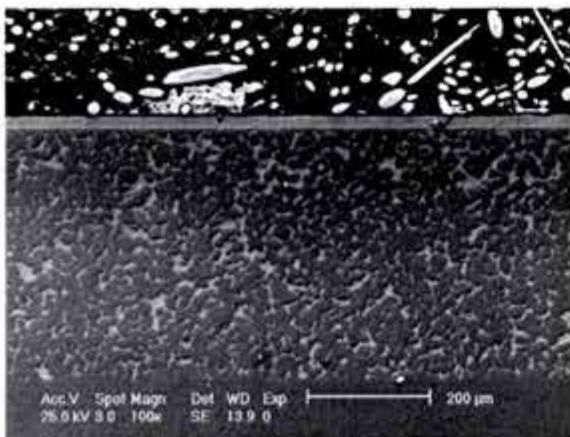


Figura 57. Ejemplo de una aleación Cu-Pb sinterizada con un grano de cobre fino.

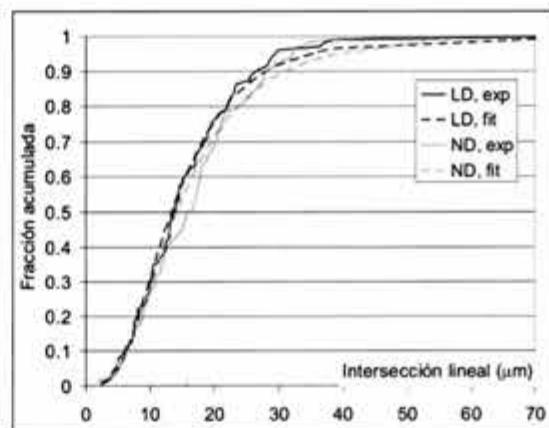


Figura 58. Distribución acumulada correspondiente a la Figura 57.

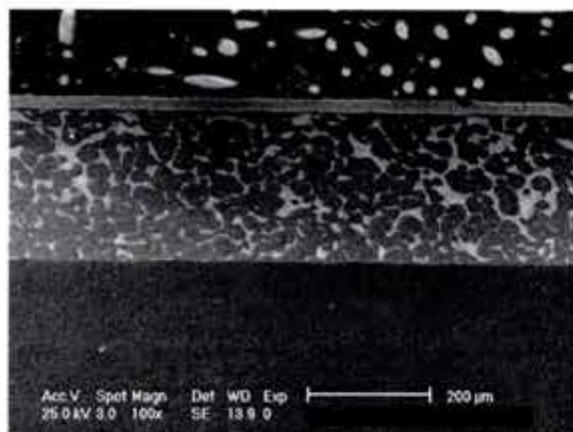


Figura 59. Ejemplo de una aleación Cu-Pb sinterizada con un grano grueso.

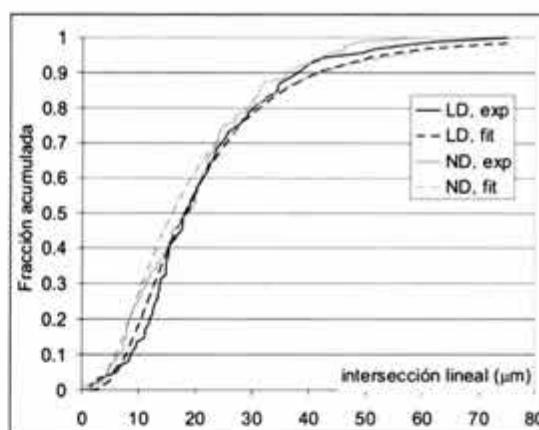


Figura 60. Distribución acumulada correspondiente a la Figura 59.

	Nº ASTM //	Nº ASTM ⊥	Conectividad Cu //	Conectividad Cu ⊥	l plomo // (μm)	l plomo ⊥ (μm)
Figura 55	8.3	8.6	28%	25%	3.2	2.9
Figura 57	8.6	8.4	30%	30%	3.5	3.7
Figura 59	7.7	7.9	19%	40%	4.5	4.1

Tabla 4. Resumen de los resultados más importantes del análisis cuantitativo de las microestructuras presentadas en la página anterior (// indica dirección longitudinal, LD; ⊥ la dirección normal, ND).

3.4.3. Análisis de las aleaciones Aluminio-Estaño.

Las especificaciones industriales para las aleaciones Al-Sn prescriben que la fase blanda tiene que formar granos finos distribuidos de manera homogénea en la matriz. En las aleaciones con silicio, se indica que éste debe estar presente en forma de granos finos equiaxiales. La experiencia muestra que esta última condición se alcanza sin problema, pero el Si tiende a crecer durante tratamientos térmicos prolongados. En presencia de impurezas como Fe se forman las fases FeAl_3 , $(\text{Fe,Mn})_3\text{SiAl}_{12}$ y $\text{Fe}_2\text{Si}_2\text{Al}_9$. Con excepción del FeAl_3 que tiene una forma compacta, éstas se fracturan durante el laminado y están presentes como partículas finas. No se tiene conocimiento de normas al respecto, pero la lógica indica que su papel es parecido al papel del silicio, por lo que se necesita verificar su distribución y su tamaño máximo.

Las fases duras (Si, intermetálicos) son importantes en la aleación SAE788, el cual se ha analizado en menos detalle que el SAE783. Más que un análisis cuantitativo, se presentarán algunos ejemplos, indicando que la microestructura del producto no se controla de manera muy estricta (Figura 61: microestructura “común”; Figura 62: ejemplo extremo). Para la SAE783, se pueden presentar resultados completos para algunos ejemplos. Esto se hace en las imágenes 60, 62 y 64. Las imágenes 60, 62 y 64 se presentan para de mostrar todo el espesor de la capa tribológica y sus ampliaciones son diferentes. Como era el caso de las aleaciones Cu-Pb, se necesitan medidas cuantitativas para evaluar la calidad de las

aleaciones Al-Sn. Se concluye que existen variaciones significativas tanto en tamaño como en morfología de los granos de estaño.

La prueba X^2 indica una desviación de la distribución de Poisson para las figuras 60 y 62. El coeficiente de dispersión (CD) indica que la distribución es más homogénea que la aleatoria. Para la Figura 66, esto se debe al hecho de que se trata de una distribución bimodal, con granos finos equiaxiales y granos más grandes alargados. La presencia de los granos pequeños elimina la presencia de áreas libres de estaño. Esta explicación no aplica a la distribución de la Figura 64. La razón fundamental es que la distribución de estaño origina de un proceso aleatorio, sino en la redistribución de las hileras de estaño mostradas en la Figura 42 [150,152,153]. El hecho de encontrar una distribución homogénea en la Figura 67, acompañada con un tamaño de grano más fino, puede indicar que se haya aplicado una segunda secuencia de laminado y recocido.

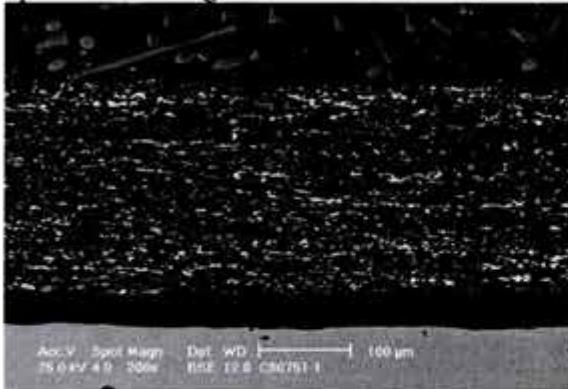


Figura 61. Aleación SAE788, mostrando una distribución bimodal de granos pequeños equiaxiales y granos alargados.

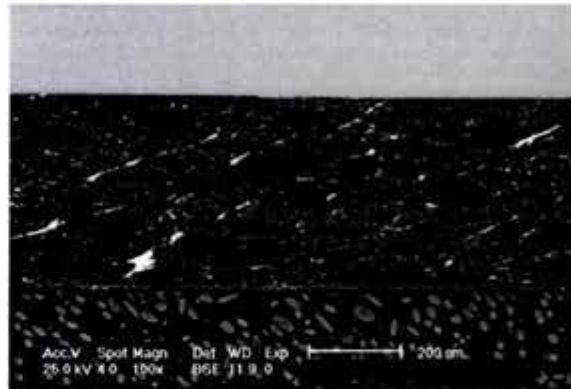


Figura 62. Ejemplo de una aleación SAE788 que no cumple con las exigencias de homogeneidad ni de grano fino.

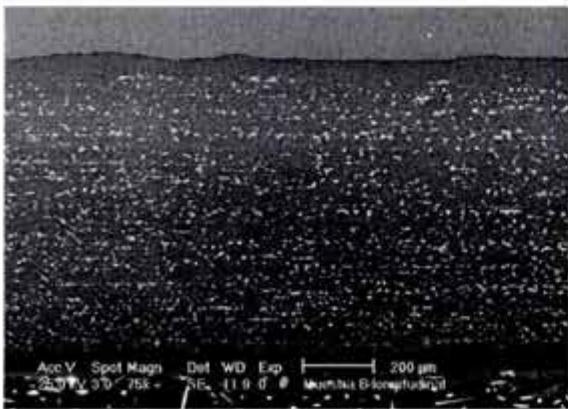


Figura 63. Ejemplo de una aleación SAE783 que cumple de manera perfecta con la condición de homogeneidad y grano fino.

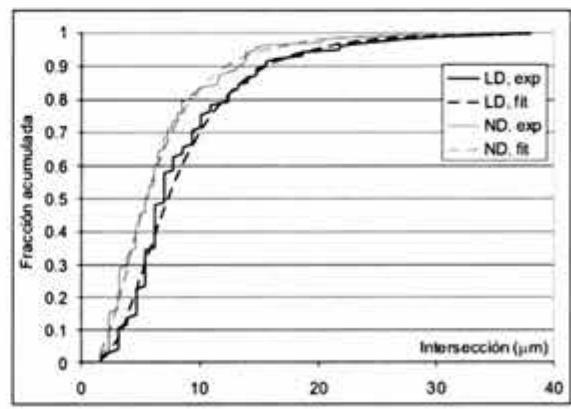


Figura 64. distribución acumulada de las intersecciones con los granos de estaño en la Figura 63. Las curvas coinciden con la logarítmica normal

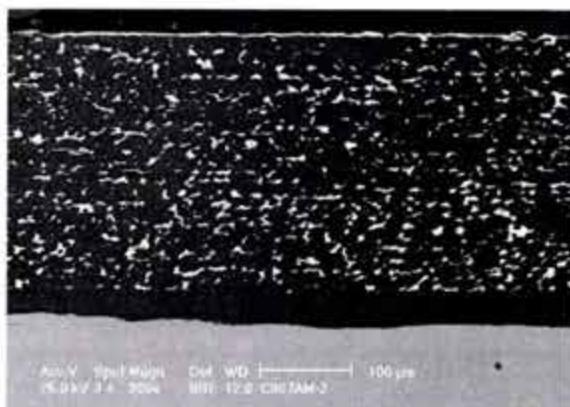


Figura 65. Aleación SAE783.

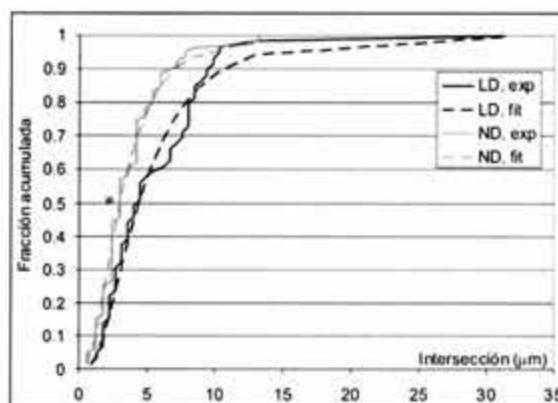


Figura 66. Distribución acumulada de la Figura 65.

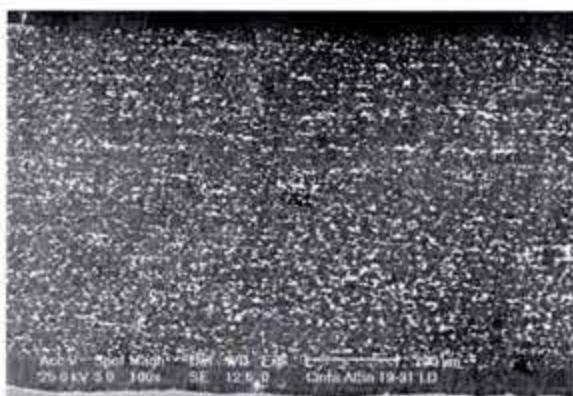


Figura 67. Aleación SAE783 con distribución fina de granos de Sn.

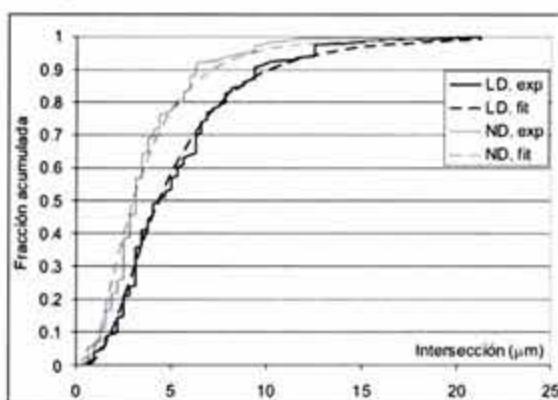


Figura 68. Distribución acumulada de la aleación mostrada en la Figura 67.

	$l // (\mu\text{m})$	$l \perp (\mu\text{m})$	CD	χ^2
Figura 63	8.8	6.8	0.71	4.7
Figura 65	5.6	5.6	0.74	5.6
Figura 67	5.3	3.7	1.003	0.33

Tabla 5. Datos resumidos de las microestructuras analizados en las figuras 60-64.

3.4.4. Análisis crítico de la información obtenida

Las imágenes presentadas en este capítulo representan resultados originales obtenidas a lo largo del trabajo de investigación. La lógica hace suponer que la caracterización de las diferentes fases del proceso de los materiales comerciales puede formar una base suficiente para iniciar un análisis con respecto a su optimización. Sin embargo, los parámetros que se pretenden optimizar han sido formulados en términos cualitativos, de tal manera que los resultados del trabajo metalúrgico experimental se pueden evaluar únicamente mediante ensayos de desgaste, las cuales son costosas y de larga duración. Además, no se trata de optimizar un sólo parámetro, sino la combinación de ocho de una sola vez (Tabla 6). Como si esto no fuera suficiente, la producción de cada tipo de aleación involucra una combinación compleja de parámetros de proceso.

Parámetros clásicos
Resistencia mecánica
Resistencia a la fatiga
Resistencia a la cavitación
Conformabilidad
Incrustabilidad
Compatibilidad
Estabilidad térmica
Resistencia a la corrosión

Tabla 6. Lista de los parámetros que se pretenden optimizar en una aleación tribológica blanda bajo el enfoque clásico. Como se indicó mediante el estudio bibliográfico, la mayoría de los conceptos aquí presentados corresponden a fenómenos poco comprendidos o definidos en términos cualitativos únicamente.

Ante la tarea de definir un proceso complejo mediante guías cualitativas únicamente, no sorprende el hecho de que las microestructuras obtenidas muestran la dispersión que fue detectada durante este proyecto. Kingsbury escribe (Metals Handbook [18]) "Poca gente en realidad se preocupa de la microestructura exacta de las aleaciones". Esto es lógico, ya que a todo parecer no se han establecido las relaciones que existen entre microestructura, proceso y propiedades. Sin éstas, la metalurgia anda sin rumbo y la posibilidad de lograr mejoras significativas en un producto depende de la intuición y la suerte del investigador.

Lo anterior explica el hecho de que en la literatura abierta no existe información con respecto al análisis cuantitativo de las microestructuras en materiales tribológicas blandas. Las técnicas presentadas se obtuvieron en su mayoría del estudio de materiales para aplicaciones aeroespaciales donde el grado de indefinición encontrado en las aleaciones tribológicas sería intolerable. Estas técnicas significan un cierto avance en la evaluación de productos nuevos o experimentales, pero no resuelven el problema más complejo relativo a los criterios de optimización presentados en la Tabla 6. Para determinar de manera más precisa las propiedades deseables para una aleación tribológica blanda se procederá en el siguiente capítulo al análisis de las microestructuras de materiales desgastadas bajo un amplio espectro de condiciones, con el objetivo de determinar y explicar los micromecanismos de daño involucrados. Con esto se definirá una serie limitada de parámetros cuantitativos que definen las propiedades óptimas del material y que permitirán un desarrollo más eficiente, basado en criterios científicos.

4. Análisis de casos y pruebas de desgaste

4.1. Metodología

Un motor diesel para un camión de carga debe funcionar entre de 500 000 y 1 000 000 km sin mostrar un desgaste que pueda comprometer su funcionamiento. Para un automóvil particular, el mínimo es 200 000 km. Pensando en una operación a 2000rpm con una velocidad promedio de 60km/h, se encuentra que el cojinete de un diesel tiene que resistir 10^9 a 2×10^9 ciclos de carga, para un motor ligero se habla de 2×10^8 ciclos. En diseños clásicos de motores de combustión interna, la mayor parte de esta vida se solía pasar en un régimen de lubricación hidrodinámico, interrumpido por numerosos pero breves periodos de lubricación mezclada y lubricación de frontera. Para limitar lo más posible las pérdidas de energía, motores de diseño moderno suelen operar mucho más cerca de un régimen permanente de lubricación mezclada.

Los ciclos de carga involucrados en la operación de un cojinete no son los senoidales que se suelen utilizar en ensayos de fatiga simplificados, sino se determinan por la cinemática y dinámica del motor [49]. Además, al tener secuencias de operación pesada y ligera, se genera la situación en la cual los fenómenos de daño interactúan de manera compleja [168]. Un breve periodo de carga pesada puede causar daños significativos, pero posteriormente puede proteger el sistema de acumulación de daño bajo condiciones menos severas. Además, durante la operación del motor se genera una degradación lenta del lubricante, el cual puede adoptar características corrosivas. Por consecuencia, si se requiere ensayar un cojinete bajo condiciones realistas, se necesita montarlo en un motor de combustión interna. En este principio se basan los ensayos de dinamómetro, en los cuales se sujeta un motor entero a las condiciones más exigentes de operación. Al tratarse de sistemas altamente instrumentados, los dinamómetros representan un gasto de inversión considerable. Además, considerando un ensayo que corresponde a 100 000 km de operación, se tiene que contar con un consumo de por lo menos 10 000 litros de combustible por ensayo.

Por lo anterior, durante el desarrollo y la evaluación previa de nuevas aleaciones tribológicas, se tiene que confiar en ensayos simplificados. El problema es que en muchas ocasiones se diseña el ensayo en función del daño que se espera de antemano y evidentemente se genera este tipo de daño sin que quede clara su relación con lo que ocurre en un motor verdadero. Para evitar este tipo de razonamiento cíclico, se ha decidido aprovechar una gran serie de análisis de daños ejecutados en cojinetes provenientes tanto de dinamómetros como de motores que fallaron en carretera. Estos estudios, ejecutados por el autor, fueron presentados a la empresa con la cual se colabora por parte de la planta mexicana de un constructor automotriz multinacional.

Se puede considerar que se trata de una muestra representativa del tipo de problemas que puedan ocurrir en cojinetes en operación real. Aparte de estos análisis de falla, se ha elaborado una serie de ensayos denominados “de fatiga”, siguiendo una metodología generalmente aceptada en la literatura pero para la cual no existe una norma bien definida. Se ha indicado en el capítulo 2 que el concepto de fatiga no es completamente aplicable al desgaste de materiales dúctiles. Por lo tanto, los experimentos descritos en la parte final del presente capítulo corresponden más a lo que se puede describir como “desgaste bajo altas cargas variables”. Se puede considerar que estos experimentos corresponden a lo que

pasaría si se expusieran las aleaciones existentes a presiones hidrodinámicas más elevadas de las que actualmente se presentan en un motor y representan una extrapolación que permite analizar las exigencias para aleaciones más resistentes.

4.2. Casos de desgaste

4.2.1. Problemas de limpieza.

Cuando se considera la selección de materiales para cojinetes, se suelen distinguir los casos de ensamble de motores en planta y la reconstrucción. La última condición se distingue por el menor nivel de limpieza que se puede mantener en el motor y por lo tanto se prefiere el uso de cojinetes trimetálicos ya que su incrustabilidad es mejor. Los cojinetes destinados al uso en dinamómetros representan un caso distinto, ya que estos sistemas se reconstruyen con alta frecuencia para permitir el análisis del desgaste y la fatiga de los componentes ensayados. Si durante la reconstrucción se observa daño alguno en los cojinetes, se remiten al proveedor para la evaluación del desgaste. Todos los casos discutidos en esta sección corresponden a esta situación. En ningún caso se tuvo que interrumpir el ensayo en dinamómetro específicamente porque habían fallado los cojinetes.

Como primer ejemplo se presenta un cojinete con aleación Al-Sn. Se observa una ralladura profunda en la parte lateral de la pieza (Figura 69), que por su aspecto fue causada por el arrastre de una sola partícula dura. Ésta no fue incrustada en la superficie, por lo que su carácter no se puede determinar. Aparte de esta observación, se encuentra una cantidad muy grande de fragmentos de acero de bajo carbono en la superficie del cojinete (analizados por EDX). Éstos también están presentes en los lados y en el fondo de la ralladura, donde se acompañan de fragmentos de Al-Sn generados en el proceso. Se puede considerar que estos fragmentos estaban presentes antes de la formación del daño grave y fueron arrastrados en el momento de rallar la pieza. Alternativamente, se puede sugerir que en realidad se trata de fragmentos de una partícula grande, la cual desintegró parcialmente.

Esta hipótesis se apoya en el hecho de que no se encuentran partículas ajenas en otras zonas. Las chispas de acero que se encuentran tienen marcas longitudinales, las cuales no coinciden con la dirección de la ralladura. Esto indica que provienen de algún proceso de maquinado, aunque no son virutas comunes. Por lo tanto, se puede sugerir que son fragmentos generados en un proceso de rectificado o, alternamente, que son fragmentos de una viruta que se desintegró durante la generación del daño. Cabe recordar que se trata de un acero a bajo carbono, no de un hierro nodular o de un acero aleado, pero el origen exacto es desconocido.

Un ejemplo parecido se obtuvo en el estudio de los cojinetes retirados de un motor diesel marino, evaluado en el dinamómetro. Basándose en las imágenes de cojinetes desgastados encontrados en la literatura [18], se pudo suponer que se trataba de fatiga superficial o cavitación. No obstante, la observación en el microscopio electrónico de barrido demostró que el daño fue causado por partículas ajenas incrustadas en la superficie (Figura 71) o ralladuras causadas por las mismas (Figura 72). En el fondo de la ralladura se observa nuevamente un fenómeno de delaminación. El análisis químico de las incrustaciones indica que se trata de un hierro nodular, la ubicación de la zona dañada sugiere que las partículas se arrastraron desde el barreno de lubricación y se incrustaron en la parte convergente del claro de lubricación (Figura 24B, sección 2.4.4)

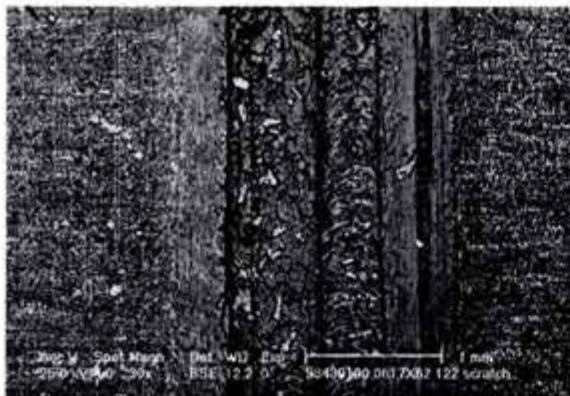


Figura 69. Vista general de la ralladura observado en el cojinete. La fase del estaño se observa como puntos claros en la matriz de aluminio. Existe una gran cantidad de partículas incrustadas con un tono gris intermedio (acero).



Figura 70. Sección de la grieta, con indicaciones de sus dimensiones. La sección es irregular y asimétrica. Existen partículas delgadas delaminadas en el fondo de la grieta. La deformación plástica es evidente.

Un caso sencillo de daño causado por partículas ajenas en cojinetes trimetálicos se encuentra en la Figura 73. Como en el caso anterior, no existía manera de evaluar el carácter del daño a simple vista, ya que el aspecto manchado de la pieza sugería un proceso de corrosión o la formación de una capa de hidrocarburos polimerizados. El daño observado en el cojinete bajo estudio es superficial ya que se trata de partículas incrustadas en el babbit. Se distinguen esferas de granalla consistiendo de un acero de alto manganeso acompañado de una aleación de aluminio hipereutéctica con bajo contenido de Mg, Fe y Ni. Esta última es la aleación típica de pistones para motores pesados. El origen exacto de algunas partículas de acero no se puede aclarar con detalle. El análisis demuestra que el daño se debe a una limpieza insuficiente después del rectificado del motor, ya que si bien las partículas de acero y aluminio pudiesen indicar un desgaste excesivo en otra zona del motor, la granalla no puede tener tal origen. El caso demuestra la eficiencia del babbit, ya que el recubrimiento logró captar e incrustar las partículas duras antes de que causaran mayores problemas.

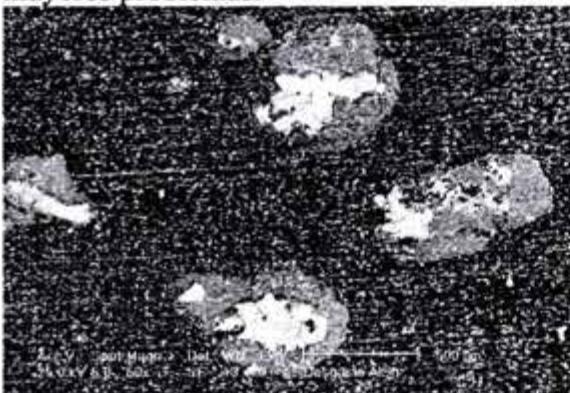


Figura 71. Partículas incrustadas en la superficie, rodeadas de zonas altamente deformadas.

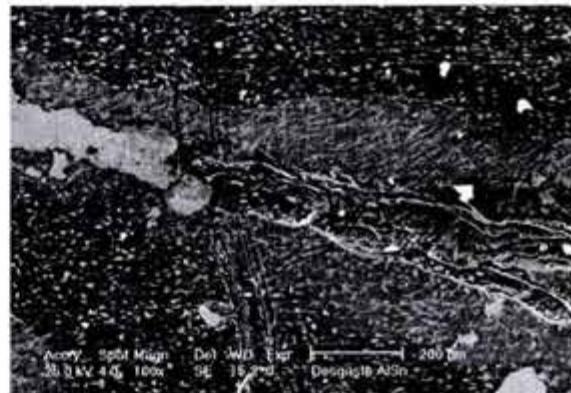


Figura 72. Ralladura con incrustación. Existe una fuerte deformación alrededor de la zona dañada.

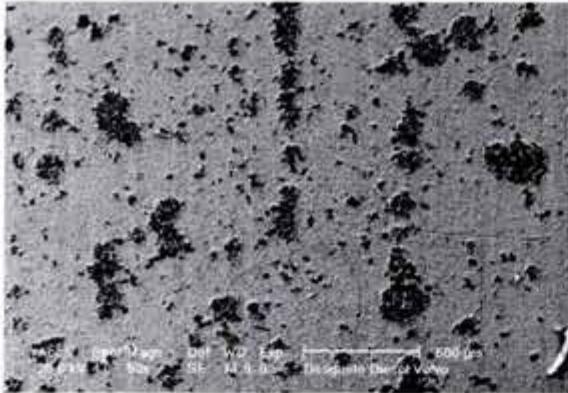


Figura 73. Aspecto general del recubrimiento babbit desgastado.

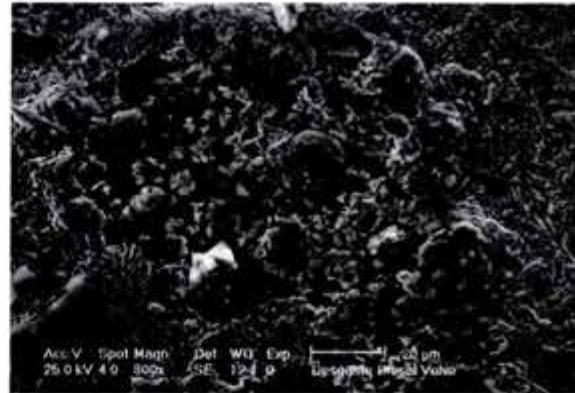


Figura 74. Detalle de una zona de incrustación de partículas.



Figura 75. Partícula ajena. Al lado derecho de la partícula se notan las marcas que dejó al incrustarse.

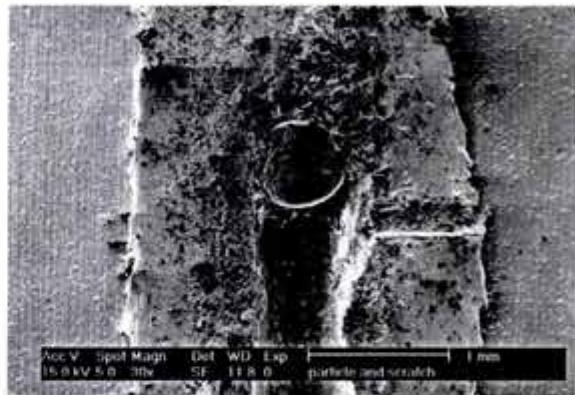


Figura 76. Bola de granalla que aró por la superficie, resultando en grandes deformaciones sin pérdida de material.

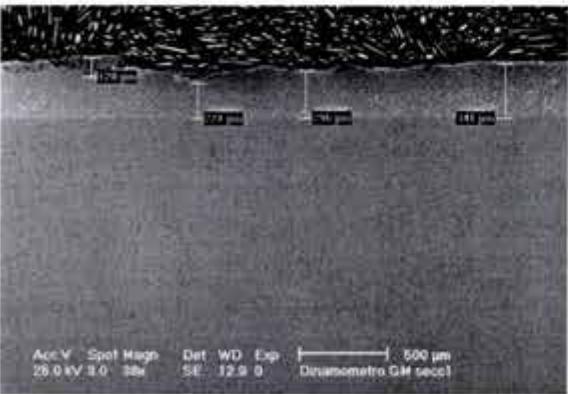


Figura 77. Sección transversal en la cual se indican los espesores del bronce sin daño, algunas zonas fuertemente dañadas y el tamaño de una partícula.

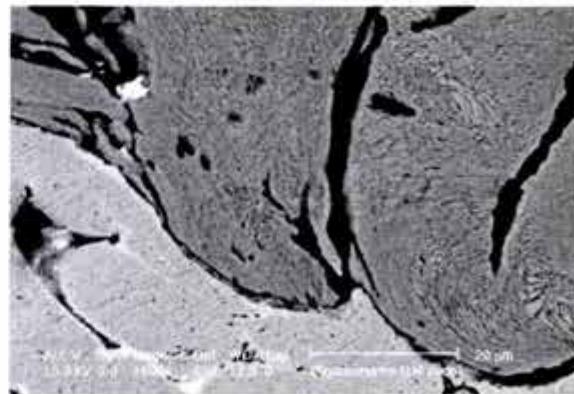


Figura 78. Microestructura de las incrustaciones después de un ataque con Nital. Se observa la perlita deformada.

Un ejemplo adicional de daño por partículas ajenas se encuentra en la Figura 75, donde se observa la presencia de alúmina proveniente de algún medio de pulido. El daño se limitó al babbit y la operación correcta del cojinete no se había comprometido. En el ejemplo de la

Figura 76 se tiene un daño más profundo donde se formaron surcos, generando deformaciones considerables del material alrededor de la ralladura, pero sin remoción de una viruta. Un caso mucho más severo de daño por partículas ajenas se observa en la Figura 77. La microestructura de la Figura 78, junto con su análisis químico, demostró que se trata de la viruta de un hierro nodular. En la mayoría de los casos aquí presentados, se puede suponer que las partículas provienen de los canales de lubricación del sistema, donde son más difíciles de limpiar después del rectificado.

4.2.2. Desalineamiento.

En esta sección se discute el daño severo observado en los cojinetes de un motor V6 reconstruido. Se encontró que inmediatamente después de la instalación del motor, los nuevos cojinetes mostraron un desgaste extremo en su parte inferior. En el lado de la caja de velocidades, se había desaparecido la aleación tribológica y se quedó expuesto el respaldo de acero. En los cojinetes menos afectados, se observa que el daño no ocurrió en la zona donde por teoría se espera el mayor daño. En el lado opuesto, se encuentra el babbitt intacto, tal y como se observa en la Figura 49. En cojinetes sujetos a operación normal, se suele observar un ligero pulido del babbitt debido a efectos de rodaje. Las muestras seleccionadas para el análisis corresponden a dos diferentes apariencias macroscópicas. En la primera, se había desaparecido el babbitt y la aleación Cu-Pb estaba expuesta. En la segunda, la remoción del babbitt fue parcial, permitiendo el estudio de la transición de una zona sin afectarse hacia una zona fuertemente dañada.

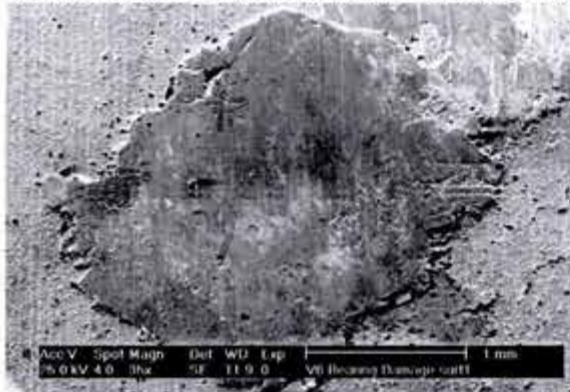


Figura 79. Superficie de un cojinete donde el babbitt está intacto. Se observa una incrustación grande.

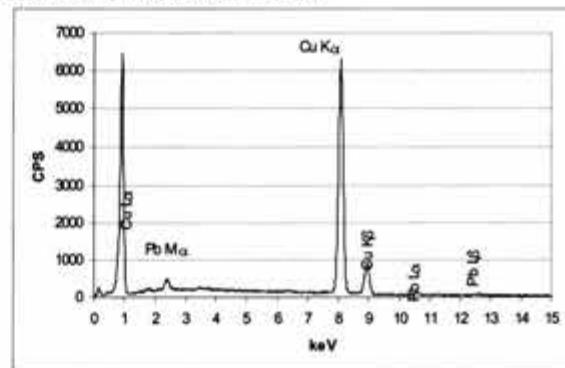


Figura 80. Análisis químico de la incrustación presentada en la Figura 79.

Una primera observación fue la presencia de partículas ajenas, incrustadas en una zona de babbitt relativamente poca afectada (Figura 79). En analogía con lo discutido en la sección anterior se pudo suponer que estas partículas fueran la causa del daño, pero su análisis químico (Figura 80) indicó que se trataba de la misma aleación cobre plomo permitiendo la conclusión de que se trata de una partícula de desgaste, es decir, una hojuela removida en otra zona del sistema. La zona de contacto más desgastada se presenta en la Figura 81. Este patrón indica un desgaste adhesivo severo. Una segunda serie de imágenes estudia de lo que se ha denominado la “capa tribológica”. Ésta se forma en la superficie del material bajo condiciones de desgaste severo [97,139,143,169170] y forma una zona donde existe un proceso de mezclado, análogo al proceso de aleación mecánica.

Para el presente caso, en el cual el material consiste de dos fases no mezclables, se obtienen morfologías significativamente más complejas de lo reportado en la literatura. Se genera una mezcla fina de zonas de plomo con hojuelas de cobre (Figura 83). La alta energía superficial presente en esta estructura fina es la fuerza impulsora para que se vuelvan a separar estas fases. Un ejemplo contundente de estos procesos termodinámicos se presenta en la Figura 84, con zonas elípticas de cobre rodeadas de plomo, mientras que en la zona central, formada por cobre, parece ocurrir la precipitación de granos muy finos de plomo desde una solución sólida sobresaturada formada por la aleación mecánica.

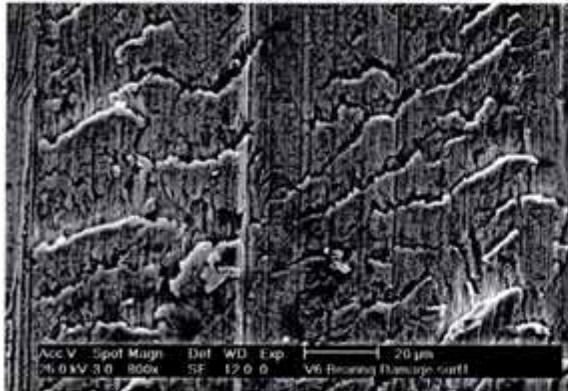


Figura 81. Superficie donde el babbit se ha desgastado por completo. Este de daño se explica por la adhesión en un régimen de fricción elevada.

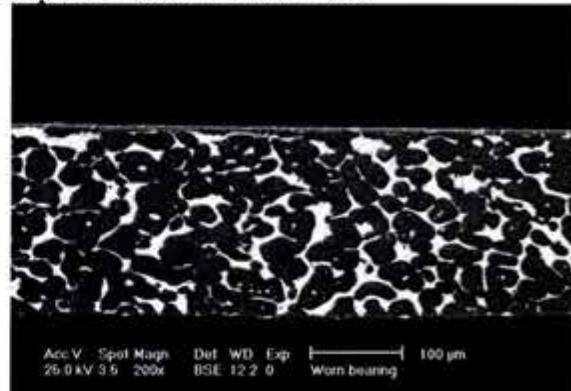


Figura 82. Sección de la pieza mostrada en la Figura 81. La microestructura está fuertemente alterada en los 10 μm superficiales.

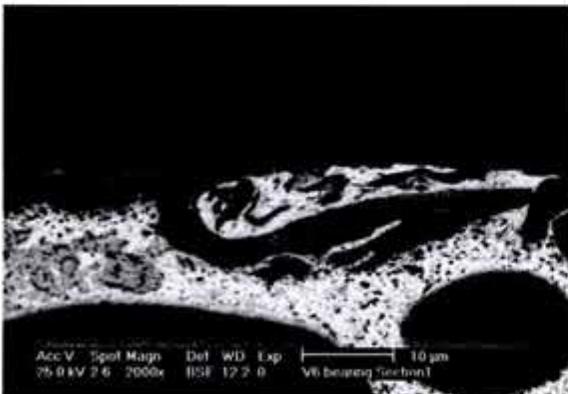


Figura 83. Imagen de la capa superficial ("capa tribológica" [97,143]) de material altamente deformado y mezclado.

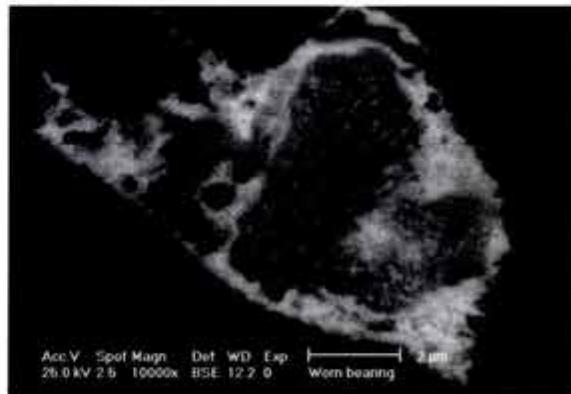


Figura 84. Detalle de la capa tribológica, indicando los procesos competitivos de aleación mecánica y separación difusiva de fases.

Se puede considerar que el inicio de este tipo de proceso se debe a los efectos en la Figura 85 y 79. Un ejemplo del mismo proceso en una fase más avanzada en la capa del babbit se da en la Figura 86, mostrando una mezcla fina de este material con hojuelas de cobre. El efecto de estabilización difusiva se ilustra por la Figura 87, donde las zonas ricas en cobre han tomado una forma elipsoide para disminuir su energía superficial dentro del plomo. El mapa de rayos X de dicha zona se presenta en la Figura 88. Los daños observados son típicos para un desgaste sin presencia de lubricante o, en el mejor de los casos, para la lubricación de frontera. El desgaste adhesivo presentado en la Figura 81 indica la ausencia

de lubricación significativa. La causa para la falla podría ser la interrupción del flujo de lubricante, pero el hecho de que la zona de desgaste no coincide con la zona de máxima presión y la total ausencia de cualquier forma de desgaste en el lado opuesto de los cojinetes indica que se trata de un problema de desalineamiento entre los cojinetes principales del motor.

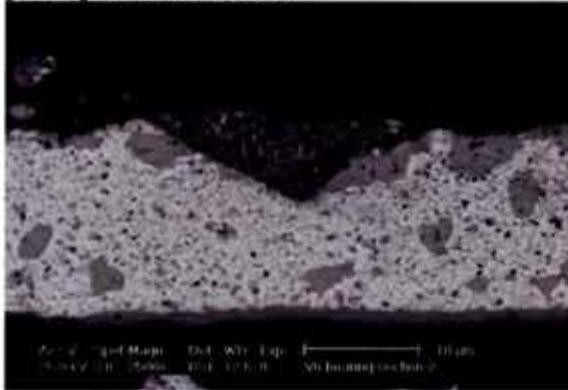


Figura 85. Ejemplo de una partícula tribológica de cobre-plomo incrustada en el babbit. La microestructura de la partícula está altamente modificada por la aleación mecánica.

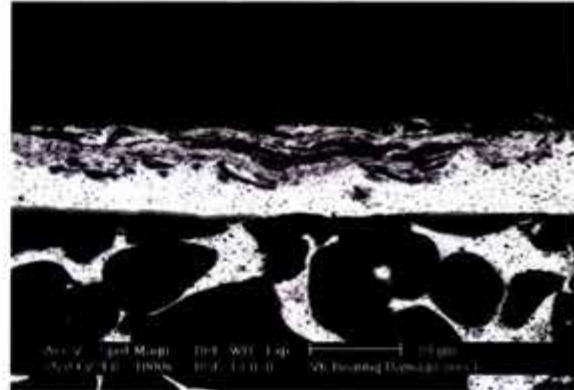


Figura 86. Estructura compleja de la capa tribológica en una zona con un recubrimiento remanente de babbit. Se observa la intercalación de hojuelas de cobre con plomo y/o babbit.

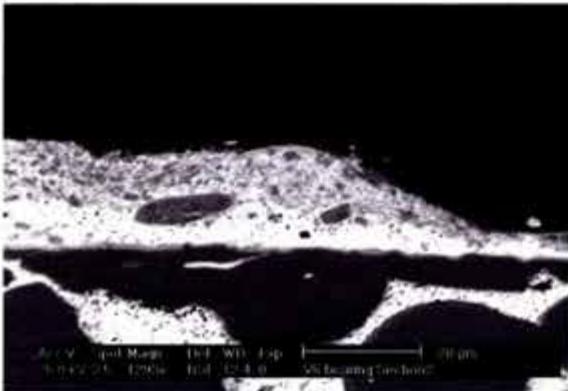


Figura 87. Capa tribológica de morfología distinta. El cobre se dispersó como partículas pequeñas juntas con algunas zonas de forma elipsoide. La distribución de elementos en esta zona se encuentra en la Figura 88.

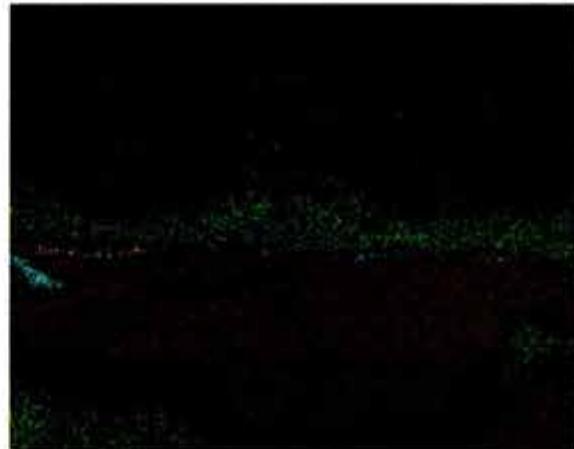


Figura 88. mapa de rayos X correspondiente a la Figura 87. (verde=Pb, rojo=Cu, amarillo=Sn, azul=Ni)

4.2.3. Corrosión acelerada.

Un ejemplo interesante de desgaste acelerado es el estudio de los cojinetes trimetálicos utilizados en motores de camiones de carga convertidos para el uso de gas LP [171]. Las piezas mostraron un desgaste extremo después de 50 000 kilómetros. Los cojinetes trimetálicos se utilizan de preferencia en circunstancias de alta carga o cuando la limpieza durante el montaje no se garantiza (reconstrucción), lo que promueve su uso en la situación mencionada aquí. La justificación es su mayor resistencia mecánica comparada con las

aleaciones aluminio – estaño, la mayor conformabilidad y la mayor incrustabilidad. Por consecuencia, se consideró el desgaste tan rápido de las piezas como sorprendente, por lo que se llevó a cabo un análisis a fondo de sus causas. Éstas se pueden relacionar con un material inadecuado o un uso indebido. Algunos factores importantes del material son el tamaño de grano y la conectividad del cobre, mientras que también la calidad del babbitt es crítica. Los factores de uso que pueden provocar un desgaste acelerado abarcan un rango más amplio de fenómenos. El sistema del cojinete trimetálico se diseñó exactamente para contrarrestar todos éstos, significando que su falla involucrará condiciones fuera de lo normal. En este ámbito y para el caso de México, el alto contenido de azufre en los combustibles es un factor que se tiene que tomar en cuenta.

Para evaluar el efecto de la corrosividad de los combustibles utilizados en motores de combustión interna, es interesante referirse a las normas oficiales al respecto. En este caso, se trata de la norma NOM-086-ECOL-1994, para Control de la Contaminación Atmosférica (Calidad de Combustibles/Industria) [171]. Los datos de interés son los contenidos de azufre permitidos en los combustibles bajo consideración. Para el Magna Sin el contenido máximo permitido de azufre es igual al 0.1% peso. Por el otro lado, la norma especifica un contenido no mayor a 140 gramos por tonelada (ppm) para el gas LP, equivalente con 0.014% peso. El proveedor del combustible usado indica un contenido de 200ppm. Para el gas natural, se indica un máximo de 3.2% de azufre, de los cuales 0.12 pueden estar presentes en forma de H_2S . En el ámbito internacional, no se suelen determinar límites para el contenido de azufre de la gasolina. Sólo el estado de California determina en su legislación un máximo de 50ppm de azufre en gasolina. Para el gas LP se considera que no existen emisiones significativas de este elemento. Esta observación indica que el problema de la corrosión por azufre en motores con gas LP es relativamente poco estudiado. Basándose en los disponibles, se podría concluir que el gas LP es menos dañino que la gasolina. Sin embargo, esta conclusión no toma en consideración un dato importante con respecto al carácter del azufre en ambos combustibles.

Desde su producción, el petróleo se divide en dos fracciones que se transportan en oleoductos separados [173,174]. La fracción pesada, de la cual se destila la gasolina, se transporta en forma líquida. Los compuestos de azufre presentes en esta fracción son líquidos y consisten de mercaptanos, tiosulfatos y compuestos cíclicos. Durante la combustión, el azufre forma sus óxidos, los cuales en contacto con agua generan ácido sulfúrico. La fracción ligera del petróleo se transporta como una mezcla de líquido y gas, la cual se separa en la refinería en gas natural y gas LP. El azufre presente en esta fracción existe en forma de H_2S . Este compuesto se transforma en H_2SO_4 de manera inmediata en contacto con agua, por lo que se considera como mucho más agresivo que el SO_2 . Su presencia en cantidades superiores a los 5 ppm convierte el gas en un producto corrosivo cuando sea combinado con la humedad. El efecto será más pronunciado cuando los metales afectados tienen alta tendencia de formar sulfatos, como es el caso para el Fe, el Zn y el Pb. En el gas que se transporta por los oleoductos mexicanos, se mide un contenido promedio de H_2S de 0.1%, donde normalmente se considera 0.035% como un valor extremo. Esta discusión explica que, si el H_2S participa en la combustión y se forma óxido de azufre, su corrosividad se puede comparar con la de otros productos de combustión. Por el otro lado, si existe la posibilidad de que el gas no quemado entre en contacto con otras partes del motor, la corrosividad será considerablemente mayor. Para evitar este efecto, se recomienda el uso de aceites de lubricación con inhibidores.

Las piezas proporcionadas mostraron un desgaste avanzado. En varias zonas, la pérdida de material fue tal que el respaldo se había expuesto. En otras zonas, la eliminación del babbit fue completa y se pudo observar una superficie desgastada con el carácter brillante de los granos individuales del cobre. Un primer paso de la investigación se ejecutó en el estereomacroscopio, donde se confirmó lo antes observado. A veinte aumentos, se nota que las superficies desgastadas consisten de granos de cobre sin plomo, indicando un proceso corrosivo. Esta observación permite concentrarse en la causa de dicha disolución selectiva, la cual no es tan lógica debido al recubrimiento de babbit. Se acepta generalmente que éste protege de manera adecuada contra la corrosión, lo que sugiere que un problema en la calidad de este material pudiese ser la causa de la falla. Para determinar la razón exacta del desgaste acelerado, se prepararon secciones metalográficas para su observación en el microscopio electrónico de barrido. Se aprovecharon los diferentes grados de daño en los cojinetes a disposición para establecer la secuencia de los eventos que llevaron a la falla.



Figura 89. Ralladura en la superficie del cojinete. Las zonas claras representan el babbit. Las grises representan el cobre-plomo, la ralladura se observa como una línea oscura en el centro de la imagen.

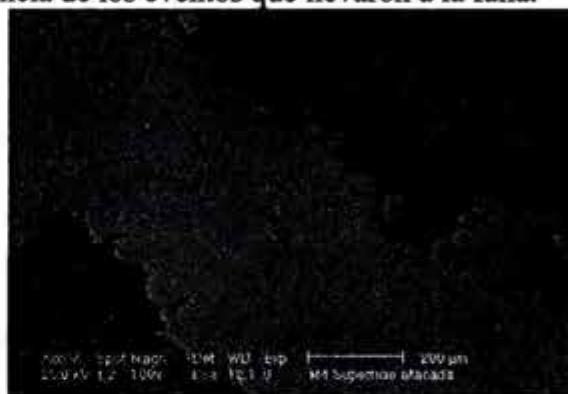


Figura 90. Cojinete fuertemente dañado. Se ve la superficie después de la eliminación del babbit, así como dos áreas de desgaste avanzado. Los granos de Cu se distinguen claramente, no se detecta Pb.

Una observación de las zonas menos dañadas de los cojinetes afectados indicó que se trata de productos de calidad aceptable, con un babbit regular y continuo. Un ejemplo de una superficie ligeramente afectada por el desgaste se da en la Figura 89, mostrando una ralladura significativa y zonas donde el babbit está ausente. Un ejemplo de daño más avanzado se da en la Figura 90, donde está expuesta la aleación Cu-Pb, la cual se desintegra en forma de granos individuales. En la Figura 91 se observa con más detalle la zona intergranular de la superficie dañada. Se nota un cierto grado de ataque en los granos del cobre, así como un producto de baja densidad, cuya composición se representa en el espectro de la Figura 92. Se concluye que el plomo se ha sustituido por sulfuros de cobre. Este análisis comprueba que el problema de desgaste que se observa se debe a la corrosión por sulfuros, formados por la presencia de H_2O y SO_2 en los gases de combustión.

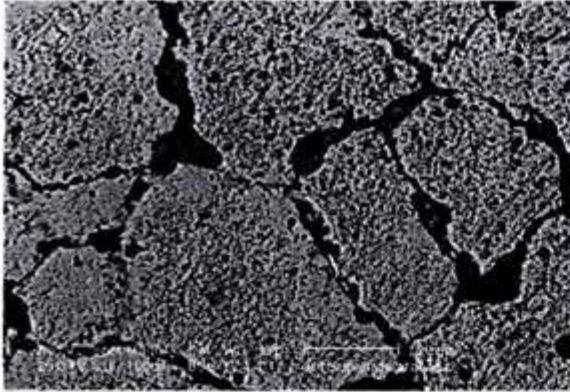


Figura 91. Detalle de la superficie del cojinete presentado en la figura. En vez de encontrar una fase de alto peso atómico entre los granos de cobre, se determina un producto cuya densidad es inferior al cobre. El análisis químico de este producto se da en la Figura 92.

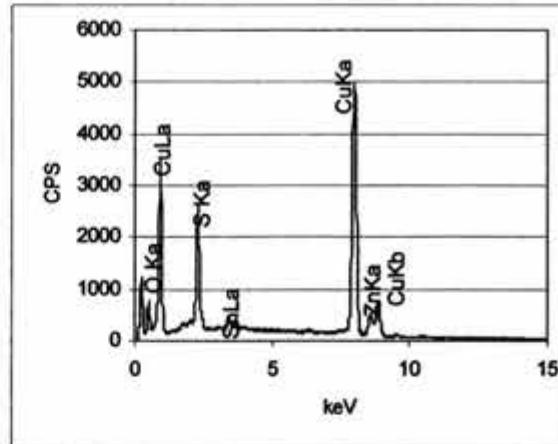


Figura 92. Análisis químico de la zona intergranular en la Figura 91. Se trata de sulfuros de cobre. La opción de sulfatos se puede excluir, ya que el producto no resulta ser soluble en agua.

La presencia de un grado severo de corrosión en las piezas bajo investigación hace sospechar en primera instancia que el problema se relaciona con la calidad del babbitt aplicado como recubrimiento anticorrosivo. Sin embargo, por medio de un análisis detallado de las secciones del cojinete se puede establecer una evolución del daño que indica que otros factores predominan. En la Figura 93 se muestra una sección a través de la ralladura mostrada en Figura 89. Esta imagen tiene dos aspectos interesantes. El primero es el hecho de que la aleación cumple con las exigencias de incrustabilidad y conformabilidad, ya que el daño por abrasión se neutralizó mediante la deformación plástica. Por el otro lado, se nota que todo el plomo intergranular ha desaparecido de la zona presentada. El mismo fenómeno se observa en zonas más alejadas de la ralladura. En éstas, es notable que se encuentre el babbitt intacto mientras que el cobre-plomo esté fuertemente atacado (Figura 94). Esto indica que la corrosión se propaga desde la zona de daño superficial hacia los lados, lo que se confirma en la Figura 95, donde se encuentra el frente de corrosión. Finalmente, se puede ilustrar la corrosividad del ambiente por medio de la Figura 96, donde se observa como el ataque se propaga en el respaldo de acero, lo que también explica el proceso de desprendimiento de la aleación tribológica.

El análisis de la superficie de la pieza indica claramente que se trata de un proceso de corrosión sulfúrica en el cual el plomo, como material menos noble, se disuelve y se elimina por las soluciones ácidas. También se nota una ligera disolución del cobre. Sin embargo, este metal se deposita primero como sulfuros en las zonas previamente ocupadas por el plomo, antes de que éstos también se disuelvan y dejan granos de cobre sin cohesión entre ellos. El mecanismo observado se basa en los principios de la corrosión galvánica en su forma más sencilla. Aparte de la celda galvánica cobre – plomo, se cuenta con un efecto de área, ya que la superficie del plomo (ánodo) es menor que la del cobre, lo que acelera la disolución del primero. El mismo efecto juega en el momento que la solución ácida llega hasta el respaldo de acero, con el factor adicional que el potencial electroquímico es significativamente mayor. La vulnerabilidad intrínseca de las aleaciones cobre – plomo a la corrosión es la causa principal por la cual se aplica el recubrimiento de babbitt. El problema

presentado en el presente capítulo no se puede asignar a una calidad inferior en este depósito. Esto se demuestra en la Figura 94, donde se observa que el babbit está intacto en la superficie, mientras que el cobre – plomo ha sufrido un ataque severo. Junto con la Figura 93 y la Figura 95, que fueron tomados en una secuencia de derecha hacia izquierda, se explica la causa del daño.



Figura 93. Sección a través de la ralladura mostrada en la Figura 89. El plomo ha desaparecido.

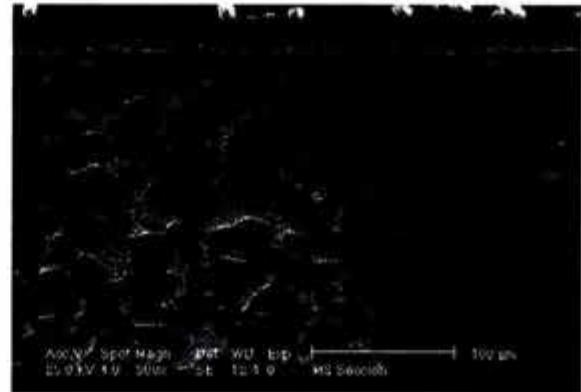


Figura 95. Frente de corrosión. Se preserva un recubrimiento intacto. El lado izquierdo del Cu-Pb no ha sido afectado, la zona derecha no contiene Pb.



Figura 94. Zona vecina a la ralladura. No se detecta plomo intergranular. El babbit se mantuvo intacto.



Figura 96. Daño de corrosión en el respaldo de acero en las zonas expuestas por la desaparición del plomo.

La ralladura presentada en Figura 93 es de tamaño excepcional para motores de combustión interna con filtros de aire y aceite adecuados. Por ésta, el babbit se perfora localmente. La secuencia de figuras indica como, desde este lugar, los productos corrosivos ganan acceso al material base y generan un ataque progresivo. Durante el proceso, el babbit se mantiene intacto en la superficie, hasta que pierda el respaldo del cobre – plomo debilitado y colapsa. De manera similar se explica la exposición del respaldo de acero. Esto no se da por una adherencia insuficiente con el cobre, sino por un ataque corrosivo que elimina la superficie de contacto entre ambos.

Como consecuencia, se necesitan proponer razones diferentes para el desgaste acelerado. La presencia de las ralladuras exageradas en la superficie se debe a una falta de atención en el uso de filtros de aire y aceite. Se sabe que los primeros se remueven a veces para

aumentar la potencia del motor, permitiendo el paso a partículas de tamaño grande. Por el otro lado, hay que tomar en cuenta que esta práctica se debe de haber llevado a cabo durante muchos años mientras que los motores fueron alimentados con gasolina. Esto comprueba que, aparte del mantenimiento poco adecuado de la máquina, el gas LP forma un factor de corrosividad adicional. Si bien su contenido de azufre es inferior al de la gasolina, el hecho de que está presente como H_2S acelera la corrosión de manera significativa.

4.2.4. Combinación de factores.

Un último caso que se considera corresponde a un motor fallado durante el periodo de garantía en un automóvil de lujo. Con base en la experiencia obtenida en el estudio descrito en la sección anterior, se clasificó el daño como corrosión debida al mal mantenimiento del motor, razón por la cual se puede cancelar la garantía. Sin embargo, los resultados presentados hasta el momento indican claramente que el análisis "a simple vista" es una guía poco confiable para evaluar el desgaste de las aleaciones tribológicas blandas.



Figura 97. Remoción completa del recubrimiento babbitt; se exponen los granos individuales de cobre.



Figura 98. Zona desgastada. La composición de la fase intergranular se indica en la Figura 99

Label A: Intergranular phase in sEMEDS

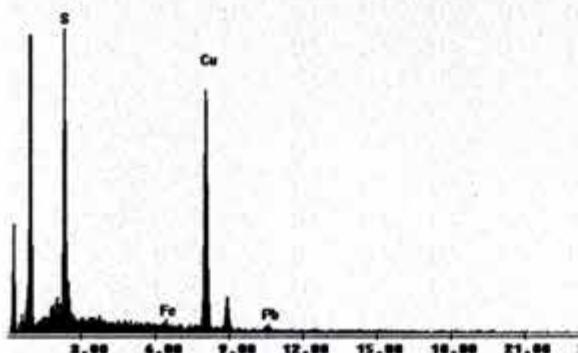


Figura 99. Composición de la fase intergranular en la Figura 98. Se trata de sulfuro de cobre.

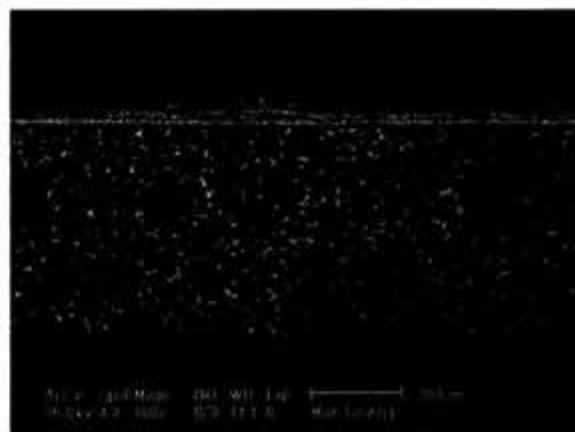


Figura 100. Partículas de transferencia en la superficie del cojinete desgastado

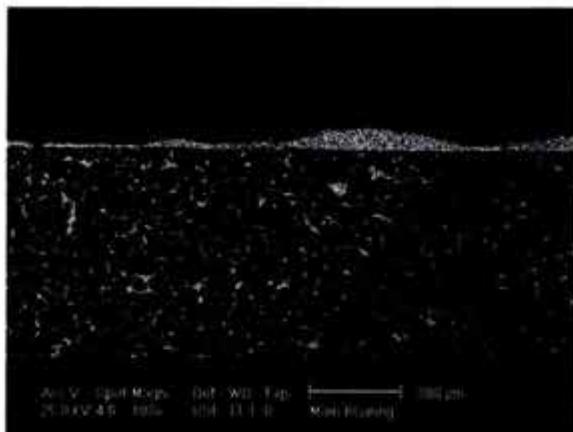


Figura 101. Se observa una capa continua de babbitt afectado por desgaste. En el lado derecho, se nota la remoción parcial del plomo por corrosión.



Figura 102. Zona lateral de uno de los cojinetes desgastados. Se observa como la corrosión no ha causado una remoción completa del plomo intergranular.

En el presente estudio, no se disponía de ninguna información con respecto a los parámetros de operación del motor, por lo que se tiene que confiar en los datos obtenidos en el análisis microscópico. La Figura 97 muestra coincidencias notables con la Figura 90. Asimismo, la Figura 98 indica la remoción del plomo en las zonas intergranulares, donde se encuentra sulfuro de cobre (Figura 99). Sin embargo, se encuentran también virutas de hierro nodular y grenalla en las zonas afectadas. Aparte de esto, se observan hojuelas del material desgastado en la superficie intacta del mismo cojinete (Figura 100). Finalmente, la corrosión por debajo del babbitt no es completa, sugiriendo que la aleación sigue manteniendo una buena cohesión.

La respuesta al problema se da en la Figura 97 y en la Figura 102, las cuales indican que el daño está limitado a los lados extremos del cojinete. Esto se pudo observar también a simple vista. En la última imagen, se nota que la profundidad de corrosión es muy limitada y que sigue en grandes rasgos el perfil de desgaste. Por lo tanto, se concluyó que el daño se debía a la omisión de los pasos de rectificado y limpieza del cigüeñal, generando un perfil no uniforme en la zona de contacto. Este defecto corresponde con un serio problema de calidad en la planta, pero no fue la primera vez que se reportó éste. La corrosión observada en la aleación Cu-Pb es una consecuencia del desgaste por causas mecánicas y no lo precede como en el caso anterior.

4.3. Ensayos de fatiga

4.3.1. Experimentos

En el momento de elaboración de esta tesis, no parece existir un método generalmente aceptado para evaluar la resistencia a la fatiga y desgaste de los cojinetes de deslizamiento. La mayoría de los ensayos se basan en uno de dos posibles principios, denominados ensayo de desgaste y ensayo de fatiga respectivamente. En el primero, se corre un eje en un cojinete bajo carga y velocidad constante. En el segundo, se intenta simular las cargas variables a las cuales están sujetos los cojinetes de biela mediante el uso de pesos excéntricos colocados en un eje rotativo. Un ejemplo típico del último es el ensayo Underwood [1,175,176]. Estos ensayos se han adaptado con base en la experiencia e

intuición ingenieril de los investigadores involucrados. Dicha falta de estándares puede ser sorprendente, pero hay que recordar que un eje sostenido en una serie de cojinetes elastohidrodinámicos (algunos de éstos siendo las muestras del ensayo) es un sistema hiperestático complejo y los cojinetes son componentes no-lineales. La complejidad del análisis dinámico y la determinación de la presión hidrodinámica impuesta sobre las aleaciones tribológicas se ha discutido en la sección 2.1.5. Por consecuencia, los resultados de ensayos de fatiga en cojinetes de deslizamiento tienen un carácter cualitativo y permiten comparar la calidad de los diferentes materiales, siempre y cuando fueron ensayados en la misma banca de pruebas bajo condiciones comparables. Si se utilizan bancas diferentes con diseños similares se puede suponer que los fenómenos físicos que están a la base de los diferentes mecanismos de desgaste serán iguales.

Recordando estas consideraciones, se construyó una banca de pruebas tipo Underwood, basándose en la información disponible en la literatura [1,175,176]. Se ensayaron cinco juegos de cojinetes de biela de diferentes productores. Para mantener la anonimidad, se indicarán los juegos con los números I a V. Tres cojinetes de cada productor fueron ensayados en la máquina Underwood, el cuarto se destinó a metalografía. Los ensayos se llevaron a cabo durante 30 horas a una velocidad angular de 1700 RPM (aproximadamente 2.5 millones de ciclos). La temperatura fue monitoreada y se mantuvo constante a $140 \pm 10^\circ\text{C}$. Las pérdidas de peso determinadas en una balanza analítica fueron tan limitadas que no se permitió un análisis con significado estadístico. Por lo tanto, se recurrió al análisis metalográfico en el microscopio electrónico de barrido. Las muestras representativas de Cu-Pb fueron atacadas con una mezcla de 1/3 de amoníaco concentrado, 1/3 H_2O_2 y 1/3 de agua destilada.

4.3.2. Resultados

Las microestructuras originales de los cojinetes investigadas forman una muestra representativa de lo que se puede encontrar en el mercado. Las aleaciones I a III son productos polvimetalúrgicos normales de la aleación SAE 49, sin diferencias significativas en su tamaño de grano. La microestructura del cojinete II está representada en la Figura 57. La aleación IV pertenece a la misma clase de aleaciones, pero se produjo a través del proceso de colada continua sobre el respaldo, resultando en una estructura dendrítica. Los cojinetes I a IV tienen un recubrimiento babbit SAE191. La calidad superficial del babbit del cojinete I es baja, II y III muestran babbits intermedios y IV tiene un babbit libre de defectos importantes. El cojinete N° V corresponde a la aleación SAE 783 (Al-20%Sn-1%Cu), con una microestructura regular.

Los resultados de los ensayos de fatiga se presentarán en forma de micrografías. Un primer ejemplo se dio en la sección 3.4.1. Las Figura 52 y 52 indican como el daño en la aleación cobre-plomo no inicia mientras que el babbit mantenga su continuidad. Esto es uno de los resultados importantes obtenidas en los ensayos. Sin embargo, desde un punto de vista metalúrgico, no cabe duda que la microestructura mostrada en la Figura 103 es más sorprendente. Se encuentra un flujo vorticial completamente desarrollado en la superficie de una aleación cobre-plomo. El plomo está extruido entre los granos de cobre fuertemente deformados por el proceso. En el centro de rotación, se observa un reacomodo completo de las fases, el cual no se puede explicar por el proceso mecánico. Con toda probabilidad, se trata de un proceso difusivo que tiene como fuerza impulsora la disminución de la energía interfacial entre el cobre y el plomo. En la Figura 104, se muestra lo que se puede

considerar como una fase previa de la formación de un vórtice más desarrollado. Los granos de cobre han sido sujetos a una rotación, ayudados en ésta por el plomo intergranular.

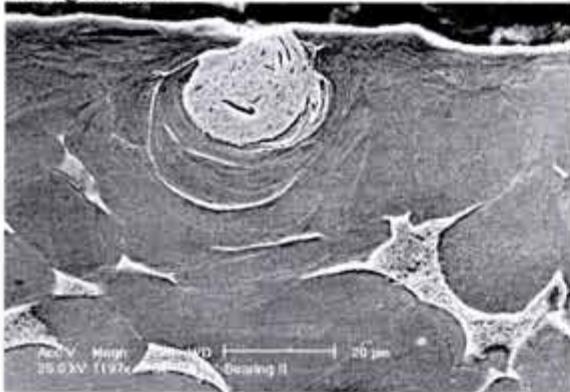


Figura 103. Vórtice completamente desarrollado en una aleación Cu-Pb.



Figura 104. Fase inicial de la formación de un vórtice.

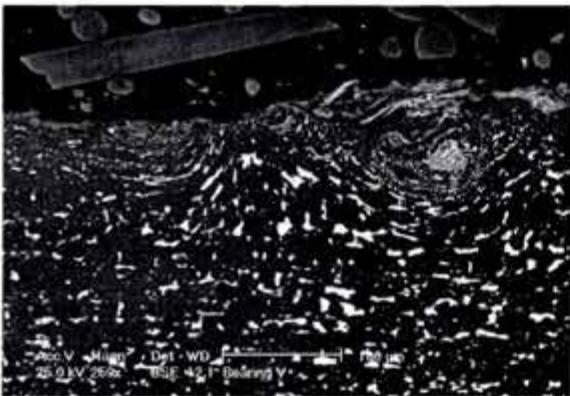


Figura 105. Vista global de una zona afectada por desgaste en una aleación Al-Sn.

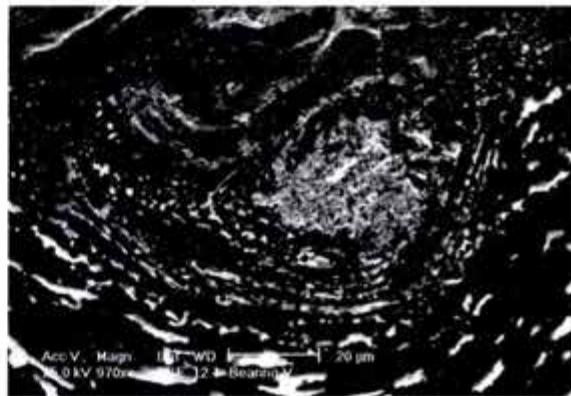


Figura 106. Detalle de la Figura 105, mostrando el centro de un vórtice acompañado de una zona fracturada.

En la Figura 105, se observan flujos vorticiales en una aleación Al-Sn. En el lado derecho de la imagen, se puede ver un vórtice completamente desarrollado y de tamaño considerable. La zona afectada por el fenómeno es significativamente más larga que el tamaño de grano. En la Figura 106, se presenta un detalle de la anterior. El vórtice deja atrás una zona fracturada. Los granos de estaño están extruidos a lo largo de las líneas de flujo en zonas alejadas del centro, mientras que el núcleo consiste de un material extremadamente fino con una mezcla intensa de estaño y el aluminio. Un detalle interesante de la Figura 105 es la presencia de un segundo patrón de líneas de flujo concéntrica y convergente, sin que se desarrolle un vórtice completo. Se han encontrado numerosos ejemplos de vórtices en las aleaciones cobre-plomo (un ejemplo adicional se presenta en la Figura 107), mientras que las aleaciones aluminio estaño tiende a formar capas tribológicas más irregulares, probablemente a través del desprendimiento de partículas de desgaste y su reacomodo en otras partes de la superficie, como se describió en la sección 4.2.2. (Figura 108)



Figura 107. Ejemplo de un vórtice con doble núcleo, mostrando varias discontinuidades del campo de deformaciones así como la subestructura del núcleo.

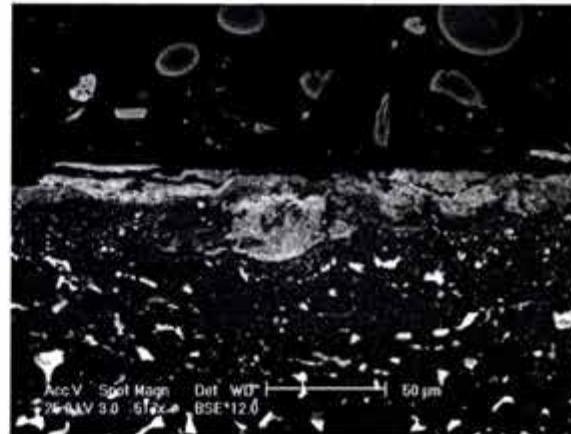


Figura 108. Capa tribológica del Al-Sn. En el centro se tiene un flujo vorticial, en los lados se forma una capa fuertemente mezclada.

4.3.3. Micromecanismos del daño

El carácter vorticial de los patrones de flujo dentro de la capa tribológica ha sido mencionado por varios autores y en realidad ya fue sugerido en la Figura 20. Es importante distinguir dos aspectos de lo que probablemente son fenómenos relacionados. Por un lado, existe el flujo “hacia adelante” (forward flow), el cual se desarrolla paralelo con la dirección de movimiento relativo, con el eje de rotación en la dirección transversal. Microestructuras que demuestran este tipo de deformación se encuentran en varias referencias [169,170,177]. En la presente tesis, el flujo vorticial tiene su eje de rotación paralelo con la dirección de movimiento. Un sólo ejemplo de este tipo de deformación, sin análisis de los fenómenos involucrados, se encuentra en la ref. [178]. Los dos tipos de vórtices se presentan de manera sintética en la Figura 109.

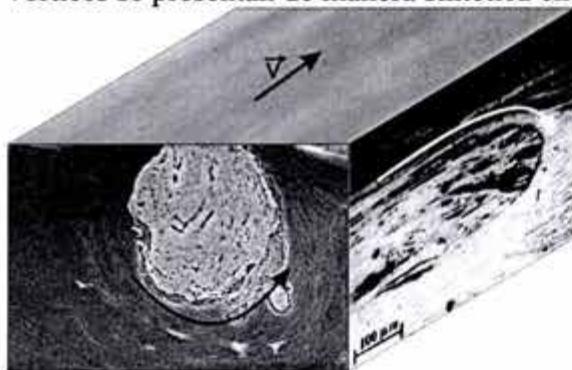


Figura 109. Dos tipos de flujo vorticial observados en ensayos de desgaste. En la

cara frontal se indica un flujo cuyo eje de rotación es paralelo a la velocidad relativa entre las dos superficies. Esta morfología es el tema del presente estudio (un ejemplo adicional se encuentra en [178]) En la cara lateral, se presenta el caso de rotación alrededor de un eje transversal. Se trata de una imagen sintética, ya que la cara frontal representa una aleación Cu-Pb, la lateral corresponde a Fe30%Ni [170].

El mecanismo de formación del vórtice con eje transversal se comprende relativamente bien, aunque su análisis cuantitativo es complejo y no se ha logrado llegar a un acuerdo al respecto hasta la fecha [179]. La explicación se da por la existencia de un gradiente de velocidad de deformación en la capa tribológica bajo condiciones de plasticidad cíclica.

Este gradiente impone la rotación [170] (Figura 110), las condiciones de plasticidad cíclica junta con la alta presión hidrostática [97] permiten que la deformación y la rotación alcancen valores extremos (Figura 111). La rotación de un volumen de material impuesta en cada paso de carga es limitada, por lo que los efectos pronunciados observados en experimentos tienen su origen en la acumulación de deformación plástica. Este mecanismo no explica la formación de los vórtices presentados en la sección 4.3.2.

Existen varias diferencias entre el problema estudiado en la presente tesis y el descrito con anterioridad. Primero, en un cojinete no se tienen cargas cíclicas sino compresión pura repetida (el ciclo de carga está dado en la Figura 6 de esta tesis). Bajo estas condiciones, se puede suponer que el material debe seguir la curva σ - ϵ estática. Por lo tanto, si la presión excediese el límite de cedencia del material, se debería dar toda la deformación en un sólo paso, llevando a un endurecimiento por trabajo en frío que prevendría la deformación en pasos subsiguientes, hasta que se diera un incremento de presión en el cojinete que permitiera una deformación adicional. Es poco probable que se puedan obtener las microestructuras presentadas en uno o pocos ciclos de carga, por lo que se tiene que pensar en un fenómeno cíclico. Aparte de esto, se tiene que tomar en cuenta que en la zona de máxima presión del cojinete no existe un gradiente de presión importante y que no existen esfuerzos cortantes como los que se encuentran en el caso de contactos rodantes sin lubricación. La Figura 110 no aplica al caso bajo consideración.



Figura 110. Explicación del origen de las estructuras vorticiales en el caso de flujo "hacia adelante". La rotación en cada paso es mínima, pero se acumula por los mecanismos presentados en la Figura 111

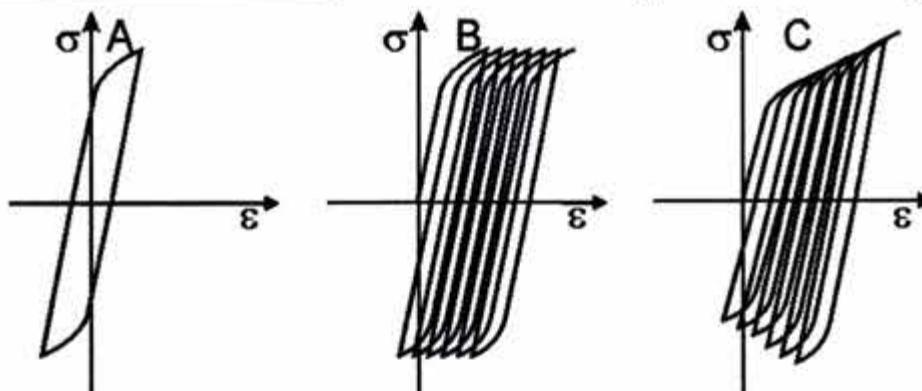


Figura 111. Deformación cíclica. La gráfica A representa el caso teórico en el cual el material regresa a su estado original. El caso B representa el flujo "hacia adelante" o deformación cíclica acumulada, la cual se puede causar por efectos del material si el esfuerzo positivo es exactamente igual al negativo, o por diferencias en el nivel de ambos esfuerzos. El caso C representa deformación cíclica acumulada con endurecimiento cíclico. Esta última situación puede llevar al fenómeno de sacudimiento plástico.

Para explicar las deformaciones, se necesita estudiar tanto el campo de velocidades como el mecanismo dislocacional. El primer problema se analizará en la siguiente sección. El segundo se analiza en la presente. Primero, hay que determinar si los fenómenos involucrados representan trabajo en frío o en caliente. Para este efecto, se considera que los

cojinetes operan a temperaturas de 140°C, correspondiendo con los experimentos y con datos comunes de la literatura. Para cada uno de los metales involucrados, esta temperatura tiene efectos diferentes, la distinción se basa en el concepto de la temperatura homóloga $T_h = T/T_m$, con T_m la temperatura de fusión (K). No existe duda alguna de que los fenómenos activados térmicamente en metales son determinados por T_h , pero el valor límite exacto de T_h está sujeto a discusión. Gil Sevillano et Al. [30] indican que el límite de T_h para tener deformación en frío es igual a 0.3, mientras que el trabajo en caliente implique $T_h > 0.5$. La zona intermedia se clasifica como trabajo en tibio⁸. Weertman y Weertman [21] ubican el límite inferior para la transición entre termofluencia a baja y alta temperatura en $T_h = 0.3$.

En ambas obras de revisión, se considera que la deformación en frío termina cuando los procesos difusivos empiezan a competir con el movimiento de las dislocaciones por efectos mecánicos. Esto implica que el nivel exacto del límite depende de otros factores, como la velocidad de deformación y el esfuerzo relativo σ/μ (con μ el módulo de rigidez cortante, $\mu = 2G$). A muy altas velocidades de deformación se observa que la difusión ($\sim t^{1/2}$) se suprime, mientras que a muy bajos esfuerzos ($\sigma/\mu < 10^{-5}$) se observa que la fuerza impulsora debida a efectos mecánicos se vuelve despreciable y los procesos difusivos no se influyen por el estado de esfuerzos (deviatoricos). Los niveles de T para $T_h = 0.3$ y σ para $\sigma/\mu = 10^{-5}$ se dan en la Tabla 7, acompañado del valor aproximado del límite de cedencia para la fase de cobre en una aleación SAE794 y la fase de aluminio en una SAE783, determinadas a través de la relación $HV \approx 3\sigma_c$ [138,152].

La escuela rusa [180] considera, aparte de efectos térmicos, también la resistencia de la red cristalina contra el movimiento de dislocaciones a través del factor $\alpha = \Delta G_{ad}/kT_m$, donde ΔG_{ad} representa la energía de activación para el movimiento de dislocaciones y k la constante de Boltzmann. kT_m es proporcional a la energía del enlace. Bajo este enfoque, la transición entre frío y tibio se coloca en la transición dúctil-frágil de los materiales, por lo que la deformación de un material cúbico centrado en la cara (FCC) por arriba de 2-5 K corresponde a un trabajo en tibio. Este análisis refleja la dependencia de la temperatura encontrado en el esfuerzo de Peierls. Éste indica la resistencia de una red cristalina perfecta contra el movimiento de dislocaciones y es despreciable para metales cúbicos FCC a temperaturas mayores que algunos Kelvin [78,129,181]. La ausencia de una resistencia intrínseca contra el movimiento de dislocaciones en los metales FCC implica que la deformación plástica, por pequeña que sea, se puede llevar a cabo a cualquier nivel de esfuerzos. Por consecuencia, estos metales carecen de un verdadero límite de cedencia [134] y se tiene que definir de un nivel arbitrario para el inicio de la deformación plástica. Dicho nivel depende de la precisión de la medición, por ejemplo el límite de 0.2% de deformación permanente, $\sigma_{0.2}$.

De lo anterior se desprende que el cobre y el aluminio rebasan la temperatura máxima para deformación en frío durante la operación de un cojinete, con el cobre más cerca de trabajo en frío y el plomo muy cerca del trabajo en caliente. Ambos son metales FCC, por lo que pueden acumular pequeñas cantidades de deformación aún a temperaturas menores, pero lo importante del análisis presentado en la Tabla 7 es que los efectos térmicos que permite la

⁸ En inglés se distingue “cold work” y “hot work”, dejando la palabra “warm work” para el rango intermedio.

anulación de dislocaciones pueden limitar el endurecimiento en las aleaciones de cobre a través de una recuperación dinámica, mientras que en el aluminio se pueda suponer que los efectos de endurecimiento serán limitados. Esto explica como se puede acumular la deformación bajo operación constante del cojinete y se puede concluir que para ambos materiales se trata de un efecto de termofluencia cíclica más que de deformación cíclica acumulada (ratchetting).

	$T_m(^{\circ}\text{C})$	$\mu(\text{Gpa})$	$T(^{\circ}\text{C})$ ($T_h=0.3$)	$T(^{\circ}\text{C})$ ($T_h=0.5$)	$\sigma(\text{Mpa})$ ($\sigma/\mu=10^{-5}$)	σ_c (Mpa)
Cu	1083	166	134	405	1.7	~230
Al	658	107	6	193	1.1	~190
Pb	327	66	-93	27	0.7	/
Sn	232	94	-121.5	-21	0.9	/

Tabla 7. Valores críticos para procesos difusivos bajo la influencia de esfuerzos.

Ninguno de los dos materiales se encuentra en la zona de termofluencia a alta temperatura. Por el otro lado, las fases blandas de ambas aleaciones están dentro del rango de deformación en caliente. El papel de ésta es importante en las aleaciones cobre-plomo, ya que permite el deslizamiento intergranular de la matriz. La extrusión del plomo es evidente en las microestructuras presentadas y se ha encontrado evidencia de que el agotamiento de la deformabilidad del plomo es uno de los mecanismos que inducen la fractura en el material. Este agotamiento no se debe a la acumulación de deformación plástica, ya que las subestructuras que se pudiesen formar se anulan de manera dinámica durante el trabajo en caliente. Más bien se observa que el espesor del plomo se reduce hasta tal nivel que ya no permite mayores deformaciones (Figura 112). Asimismo, se nota que en las aleaciones obtenidas por fundición, donde se tiene una fase discontinua de plomo, no se forman vórtices. En éstas, la deformación acumulada se limita a un deslizamiento limitada en la zona afectada (Figura 113).



Figura 112. Límite de grano, con discontinuidades (negras) en las zonas donde el espesor del plomo (blanco) se ha reducido a valores despreciables.

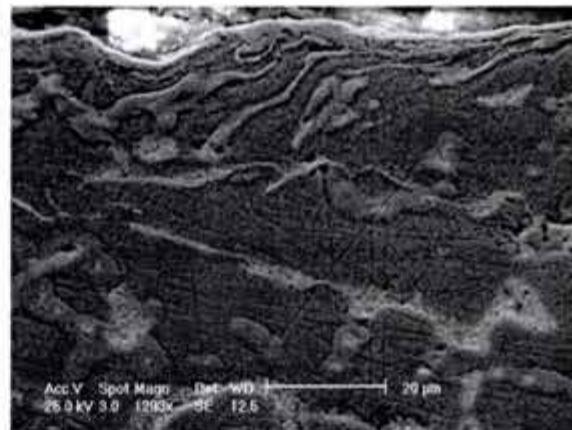


Figura 113. Efecto de cargas cíclicas en un cojinete obtenido por fundición. Existe una modificación significativa de la capa tribológica; no se desarrollan vórtices.

El caso de las aleaciones aluminio-estaño se distingue claramente del anterior. Por un lado, la aleación esta expuesta a un valor de T_h que es significativamente mayor. Por el otro lado, la fase blanda no es continua. El primer factor favorece la acumulación de grandes deformaciones plásticas, el segundo (supuestamente) contrarresta este fenómeno. No obstante, en la Figura 106 se observan arreglos de estaño extruido, parecidos a lo que se encuentra en las aleaciones Cu-Pb. Esto puede deberse únicamente a la forma de los campos de flujo, pero hay que considerar otra opción. En estudios no publicados del presente autor, se ha observado que los límites de grano del aluminio tienden a retener una cierta cantidad de estaño, el cual no logra migrar hacia las islas presentadas en las microestructuras de la sección 3.2.3.

Se puede considerar esta situación como un equilibrio metaestable en el cual el Sn se logra segregar desde una solución sólida sobresaturada con el aluminio pero no logra migrar hacia zonas favorables de precipitación (en tratamientos térmicos prolongados a 550°C se observa tal precipitación en los límites de grano). Considerando la alta energía de mezcla del estaño y el aluminio, se puede considerar que la entalpía adicional del límite de grano enriquecido en estaño puede acercarse al límite teórico del calor de fusión [31,182]. Si esto fuera el caso, se puede suponer que el deslizamiento intergranular se lleva a cabo mediante una fase pseudofluida, permitiendo el desarrollo de grandes deformaciones sin endurecimiento. Este asunto merece mayor atención en investigaciones futuras.

Un último asunto interesante es el aspecto microestructural del núcleo de los vórtices en ambas aleaciones. El análisis se lleva a cabo mediante las imágenes obtenidas con electrones retrodispersados, ya que éstas revelan la distribución detallada de elementos de diferente peso atómico (Figuras 81, 104 y 105). Dos ejemplos adicionales, obtenidos a mayores ampliaciones, se dan en la Figura 114 para el caso del Cu-Pb y la Figura 115 para el Al-Sn.

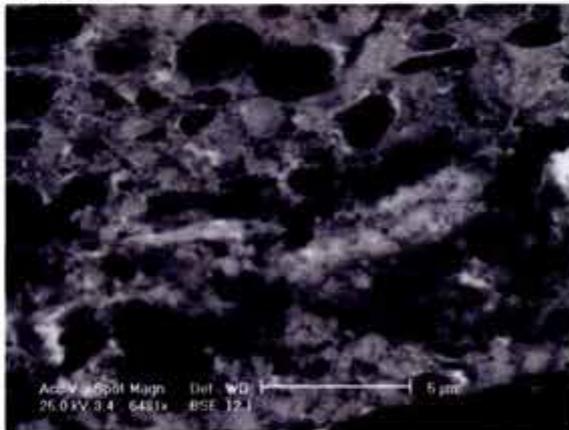


Figura 114. Microestructura ultrafina en el centro de un vórtice. La fase gris es Cu, algunas zonas blancas de tamaño reducido corresponden al Pb puro. El tono gris claro representa una mezcla de ambos elementos. Los puntos negros son poros.

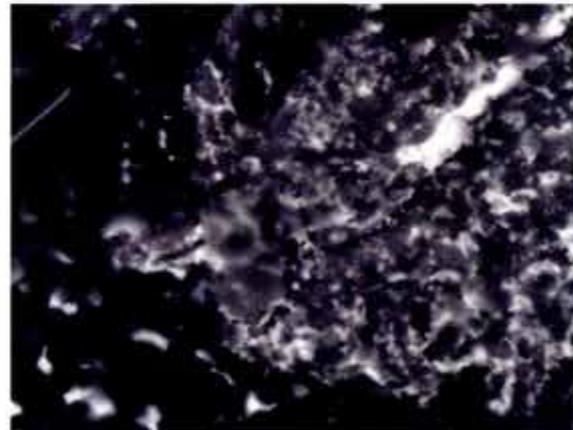


Figura 115. Mezcla extremadamente fina de aluminio con estaño. Se distinguen las zonas de estaño en blanco, el aluminio en tono gris oscuro. Se nota la presencia de una red de grietas finas en toda la micrografía.

Si bien el diagrama de fases Cu-Pb indica únicamente la existencia de cobre y plomo puro a temperaturas por debajo de los 326°C, se observa la existencia de una fase intermedia en la imagen obtenida por electrones retrodispersados. La cantidad de plomo puro es muy reducida, por lo que se puede suponer que se tiene un equilibrio metaestable entre el cobre y la supuesta fase intermedia. La fuerza impulsora para la formación de ésta fase es la energía superficial de las intercaras generadas por el proceso mecánico. Considerando que la estructura consiste de hojuelas de plomo finas de área A y espesor r en contacto con el cobre, se calcula que la energía superficial por unidad de volumen es igual a

$$E_{sup}/V=2\gamma/r \quad (56)$$

y la hojuela de plomo disolverá en el cobre cuando la energía superficial rebese la energía de solución de Pb en el Cu. La energía de solución se calcula con base en la actividad del plomo. Aplicando la ley de Raoult para el cobre y la ley de Henry para el plomo [183] y considerando que la solubilidad en equilibrio de ambos elementos es virtualmente cero, se obtiene:

$$\Delta G^m = X_{Cu}RT \ln X_{Cu} + X_{Pb}RT \ln \frac{X_{Pb}}{X_{Pb}^{eq}} \quad (57)$$

X_{Pb}^{eq} representa la solubilidad de plomo en cobre en equilibrio (su valor se toma del orden de 10^{-4}). Ahora, para que en una cierta zona se disuelva todo el plomo (24% peso \approx 8.8% at.; $X_{Pb} \approx$ 8.8%) en el cobre ($X_{Cu} \approx$ 91.2%) a una temperatura de 413K ($=140^\circ\text{C}$), se obtiene $\Delta G^m \sim 1780\text{J/mol}$. La tensión superficial se puede estimar con base en el análisis de las microestructuras mostradas en la sección 3.4.2. Tomando en cuenta que en el punto triple de dos granos de Cu con una zona de Pb se genera un ángulo de contacto θ .

$$\frac{\gamma_{AA}}{2\gamma_{AB}} = \cos\theta$$

El ángulo θ se obtiene de manera aproximada como el ángulo máximo de contacto encontrado en la microestructura. Se determina $2\theta=92^\circ$ para Cu-Pb. De la literatura [31] se obtiene que $\gamma_{CuCu} \approx 0.53\text{Jm}^{-2}$. Esto permite calcular $\gamma_{CuPb} \approx 0.38\text{Jm}^{-2}$, un valor razonable para un límite de fases incoherente. El volumen molar del plomo $V_{Pb} \approx 18 \times 10^{-6}\text{m}^3$. Igualando (56) con (57), se obtiene que

$$r_{\min} = \frac{2\gamma V_{Pb}}{\Delta G^m}$$

Dando como resultado un espesor crítico del plomo de $7.7 \times 10^{-9}\text{m}$. La resolución del microscopio electrónico utilizado es de $3.5 \times 10^{-9}\text{m}$, pero este valor corresponde a electrones secundarios, por lo que el límite calculado corresponde a un valor teórico que es difícil de verificar experimentalmente (el detalle más fino en la Figura 114 mide $\pm 80\text{nm}$). El mismo resultado se puede encontrar mediante la ecuación de Thompson-Freundlich [183] para la formación de soluciones sobresaturadas en presencia de una superficie. Se relaciona la solubilidad sólida del elemento A X_A (concentración molar) en presencia de una superficie curvada con radio r con la solubilidad en equilibrio X_A^{eq} a través de la tensión superficial γ por medio de la fórmula:

$$\ln\left(\frac{X_{Pb}^r}{X_{Pb}^{eq}}\right) = \frac{2\gamma V_{Pb}}{rRT}$$

Esta expresión es equivalente a la anterior, tomando en cuenta que el primer término de (57) es despreciable y considerando r como el radio en el cual la solubilidad de A se hace igual al contenido total de A en la aleación. Un proceso similar se puede proponer para la Figura 115, aunque hay que reconocer que la cantidad de Sn remanente en forma pura es mayor que en la imagen anterior. Es importante recordar que el aluminio es relativamente transparente para los electrones retrodispersados, de tal manera que parte del tono gris intermedio se puede explicar por la presencia de estaño por debajo de la superficie más que por una solución sólida. Por el aspecto gradual de las transiciones no se puede hablar de una "fase" metaestable. La existencia de zonas de mayor contenido de soluto concuerda con la ecuación de Thompson-Freundlich.

4.4. Modelado

4.4.1. Marco teórico

De la discusión presentada en la sección anterior, se concluye que las deformaciones grandes observadas durante el desgaste de aleaciones tribológicas blandas expuestas a altas cargas cíclicas se puede explicar por un fenómeno de termofluencia cíclica a temperaturas homólogas intermedias, de tal manera que se espera un endurecimiento limitado en el cobre, mientras que en el aluminio éste será despreciable. Lo que no se explica es la morfología vorticial de los campos de velocidad, tal y como indican las microestructuras. En las aleaciones Cu-Pb, los vórtices incluyen un número de granos limitado y se podrían considerar efectos relacionados con la anisotropía plástica cristalina para explicar el movimiento relativo, de tal manera que los sistemas de deslizamiento alcancen orientaciones más favorables a la vez de disipar la energía mecánica inducida por las cargas cíclicas.

Después de haber estudiado esta posibilidad en detalle, se tiene que concluir que, si este proceso ocurriese, se generaría una reorientación de los sistemas de deslizamiento que impediría la propagación del fenómeno hasta el nivel observado en los experimentos. Asimismo, dicho mecanismo no podría explicar el fenómeno en las aleaciones Al-Sn, donde la cantidad de granos involucrados es mucho mayor. Una teoría alternativa se puede elaborar gracias a la observación de que el campo de velocidades indicado en las microestructuras tiene una cierta similitud al campo de líneas de deslizamiento (CLD) elaborado por Prandtl para la indentación de un metal rígido-plástico por un punzón plano [184].

En la teoría del CLD, las líneas α (β =constante) y β (α =constante) definen un sistema de referencia curvilíneo. (u, v) son los componentes de la velocidad en este sistema. Geiringer demostró que:

$$\begin{cases} du - v d\varphi = 0 & (\beta = \text{constante}) \\ dv + u d\varphi = 0 & (\alpha = \text{constante}) \end{cases} \quad (58)$$

Estas ecuaciones son condiciones necesarias y suficientes para un sistema que cumple con las ecuaciones de continuidad y equilibrio, definiendo un juego de ecuaciones diferenciales

hiperbólicas que tienen las líneas de deslizamiento como características. Tomando en cuenta que $\alpha + \beta = \varphi$, (el ángulo de rotación de los ejes locales en el sistema curvilíneo con respecto al sistema cartesiano exterior), se puede escribir (58) como:

$$\begin{cases} \frac{\partial u}{\partial \alpha} - v = 0 & (\beta = \text{constante}) \\ \frac{\partial v}{\partial \beta} + u = 0 & (\alpha = \text{constante}) \end{cases}$$

Estas ecuaciones se cumplen para cualquier parte del CLD que no contenga líneas de deslizamiento rectas. Cuando el CLD incluye dominios donde las líneas de deslizamiento sean rectas, se habla de soluciones perdidas. Lo anterior se transforma en la clásica ecuación del telégrafo:

$$\frac{\partial^2 u}{\partial \alpha \partial \beta} + u = 0; \quad \frac{\partial^2 v}{\partial \alpha \partial \beta} + v = 0 \quad (59)$$

Geiringer demostró que también las coordenadas de las líneas de deslizamiento en el espacio físico y el radio de curvatura de las líneas de deslizamiento cumplen con la ecuación (59).

En el CLD de Prandtl, las líneas de deslizamiento son círculos concéntricos. En las microestructuras presentadas con anterioridad, las líneas de flujo (que no son líneas de deslizamiento) parecen converger alrededor de un punto singular según una espira. Para explicar este aspecto, será necesario elaborar un CLD alterno. Considerando que las espiras logarítmicas forman soluciones exactas para las líneas de deslizamiento bajo ciertas condiciones de frontera [128,185] y que también son aplicables a numerosos problemas de flujo vorticial en la mecánica de fluidos y la astrofísica, parece lógico intentar la construcción de un CLD mediante dos juegos de espiras logarítmicas ortogonales. Se demostrará en el siguiente párrafo que esto corresponde a un caso especial de un juego de soluciones particulares de la ecuación del telégrafo.

4.4.2. Aspectos matemáticos

Dos juegos de soluciones particulares para la ecuación del telégrafo (59) se dan por las funciones:

$$f^-(\kappa^-); \quad \kappa^- = \gamma\alpha - \frac{\beta}{\gamma} \qquad f^+(\kappa^+); \quad \kappa^+ = \gamma\alpha + \frac{\beta}{\gamma} \quad (60)$$

Sustituyendo (60) en (59), se encuentra que las funciones f^- y f^+ tienen que cumplir con las ecuaciones diferenciales ordinarias lineales:

$$\begin{aligned} \frac{d^2 f^-}{(d\kappa^-)^2} - f^- &= 0 \\ \frac{d^2 f^+}{(d\kappa^+)^2} - f^+ &= 0 \end{aligned} \quad (61)$$

Las cuales tienen las soluciones sencillas:

$$f^-(\kappa^-) = Ae^{\kappa^-} + Be^{-\kappa^-} \quad (62)$$

$$f^+(\kappa^+) = A\sin \kappa^+ + B\cos \kappa^+$$

La solución f^+ corresponde a la ecuación del espirógrafo y no se analizará más en el presente estudio. Por lo tanto, se omitirá el signo menos en el superíndice, hablando únicamente de f y κ . Las soluciones (62) son válidas para cualquier valor real de $\gamma \neq 0$. Una solución más general se encuentra en la forma de:

$$f(\kappa) = \sum A_i e^{\kappa} + B_i e^{-\kappa} ; \kappa_i = \gamma_i \alpha - \frac{\beta}{\gamma_i} \quad (63)$$

Resulta evidente de la ecuación (62) que cada solución involucrando valores negativos para γ_i ya está dado por la solución para $-\gamma_i$, simplemente intercambiando A y B. Ahora bien, recordando que las coordenadas α y β corresponden a un sistema curvilíneo formado por las líneas α y β que son mutuamente perpendiculares, se encuentra que cualquier solución con $\gamma_i \in [1, \infty[$ ya está dada por la solución para $1/\gamma_i$, simplemente intercambiando la definición de α y β . De tal manera, la forma más general de escribir la ecuación (63) es:

$$f(\kappa) = \int_0^1 (A(\gamma)e^{\kappa} + B(\gamma)e^{-\kappa}) d\gamma \quad (64)$$

En esta integral, $A(\gamma)$ y $B(\gamma)$ son funciones desconocidas de γ únicamente. Ahora bien, las líneas α y β corresponden a $\beta = \beta_0$ y $\alpha = \alpha_0$ respectivamente. Por lo tanto, la ecuación (64) se puede escribir como:

$$f(\alpha, \beta_0) = \int_0^1 A(\gamma) e^{\frac{\beta_0}{\gamma}} e^{\gamma \alpha} d\gamma + \int_0^1 B(\gamma) e^{\frac{\beta_0}{\gamma}} e^{-\gamma \alpha} d\gamma \quad (65)$$

$$f(\alpha_0, \beta) = \int_0^1 A(\gamma) e^{\gamma \alpha_0} e^{\frac{\beta}{\gamma}} d\gamma + \int_0^1 B(\gamma) e^{-\gamma \alpha_0} e^{\frac{\beta}{\gamma}} d\gamma$$

Tomando en cuenta que:

$$\int f(x)e^x dx = \Phi(x)e^x \quad \text{con} \quad \Phi(x) + \frac{d\Phi(x)}{dx} = f(x) \quad (66)^9$$

se encuentra (mediante las sustituciones necesarias para reducir (65) a la forma (66)):

$$f(\alpha, \beta_0) = \mathcal{Q}(\gamma, \beta_0) e^{\beta_0} \Big|_0^1 + \mathcal{B}(\gamma, \beta_0) e^{-\beta_0} \Big|_0^1$$

$$f(\alpha_0, \beta) = \mathcal{Q}^*(\gamma, \alpha_0) e^{\frac{\beta}{\gamma}} \Big|_0^1 + \mathcal{B}^*(\gamma, \alpha_0) e^{-\frac{\beta}{\gamma}} \Big|_0^1 \quad (67)$$

⁹. La solución de la ecuación para $\Phi(x)$ involucra el cálculo de la integral de la primera parte de (66).

Donde α , α^* , β , β^* representan funciones "primitivas" desconocidas, correspondientes a Φ en (66) y se reducen a un valor constante cuando se evalúan en los puntos 0 y 1. Ahora bien, en el límite para $\gamma \rightarrow 0$, las líneas α se hacen círculos, mientras que las líneas β se transforman en líneas rectas a través del punto singular. Ésta es una de las soluciones "perdidas" del análisis de CLD, pero ahora está encontrada. El único valor adicional que se tiene que considerar es $\gamma=1$ y las funciones desconocidas en (67) se reducen a constantes desconocidas que se pueden determinar con base en las condiciones de frontera. Existía una relación analítica entre α y α^* (β y β^*) la cual se perdió en las sustituciones no definidas para llegar desde (65) hasta (67). Esta relación se puede reestablecer mediante el hecho de que para cualquier valor de $\phi = \alpha + \beta$, las líneas α tienen que ser perpendicular a las líneas β . Se encuentra que $\alpha = \alpha^*$ y $\beta = -\beta^*$ obteniendo nuevamente la ecuación (62) con $\gamma=1$. Por lo tanto, la ecuación (65) se simplifica a:

$$\begin{aligned} f(\alpha, \beta_0) &= Ae^{-\beta_0} e^\alpha + Be^{\beta_0} e^{-\alpha} \\ f(\alpha_0, \beta) &= Ae^{\alpha_0} e^{-\beta} - Be^{-\alpha_0} e^\beta \end{aligned} \quad (68)$$

El valor de f en el punto $\alpha = \beta = 0$ es igual a $A+B$, por lo que esta suma depende de la selección del origen del sistema curvilíneo. El valor relativo de A/B se determina de las condiciones de frontera. Sin embargo, es interesante no usar el valor A/B en las fórmulas, para evitar singularidades artificiales en los cálculos.

Para simplificar el análisis, se absorberán los factores constantes en las constantes de integración. La espira logarítmica generalizada que describe las líneas de deslizamiento se da en coordenadas polares por:

$$r = A'e^\phi + B'e^{-\phi} \quad (69)$$

Las condiciones de frontera en numerosos problemas de análisis por CLD se dan en la forma de un ángulo de intersección entre las líneas de deslizamiento y una curva, la cual puede ser la superficie libre, un plano de simetría o la herramienta. Este ángulo se puede calcular de diferentes maneras, pero se preferirá utilizar la derivada de y con respecto a x :

$$\frac{\partial y}{\partial x} = \operatorname{tg} \varphi$$

Definiendo

$$\frac{\partial r}{\partial \phi} = s = A'e^\phi - B'e^{-\phi} \quad (70)$$

y utilizando

$$x = r \cos \phi$$

$$y = r \sin \phi$$

se encuentra que:

$$\frac{\partial y}{\partial x} = \frac{r \cos \phi + s \sin \phi}{s \cos \phi - r \sin \phi} \quad (71)$$

Considere que las líneas de deslizamiento necesitan intersectar alguna frontera Σ a un ángulo θ . Σ formará un ángulo θ_Σ con respecto a la horizontal en el punto de intersección y el ángulo entre la línea de deslizamiento y la horizontal se denominará θ_α . Por lo tanto:

$$\operatorname{tg} \theta = \operatorname{tg}(\theta_\alpha - \theta_\Sigma) = \frac{\operatorname{tg} \theta_\alpha - \operatorname{tg} \theta_\Sigma}{1 + \operatorname{tg} \theta_\alpha \operatorname{tg} \theta_\Sigma} \quad (72)$$

Ahora en problemas prácticos, se encontrará que por lo general $\operatorname{tg} \theta$ será constante a lo largo de Σ y se indicará como m . Si se limita el dominio en el cual está válida la solución de tal manera que las derivadas que se utilizarán existan y tengan un valor único, se puede definir la derivada de la coordenada de la superficie $y_\Sigma(x)$ con respecto a x como $y_\Sigma' = \operatorname{tg} \theta_\Sigma$ y la derivada de la línea α como $y_\alpha' = \operatorname{tg} \theta_\alpha$. (72) se reduce a:

$$y_\Sigma' = \frac{y_\alpha' - m}{1 + m y_\alpha'}$$

Sustituyendo (71) se obtiene:

$$y_\Sigma' = \frac{(r - ms) \cos \phi + (s + mr) \sin \phi}{(s + mr) \cos \phi - (r - ms) \sin \phi} \quad (73)$$

Si Σ corresponde a una superficie libre, $m=1$ y:

$$y_\Sigma' = \frac{A'e^\phi \sin \phi + B'e^{-\phi} \cos \phi}{A'e^\phi \cos \phi - B'e^{-\phi} \sin \phi} \quad (74)$$

Ahora, si Σ es un plano a través del origen, descrito por $\phi=c$ (o $y_\Sigma = x \operatorname{tg} \phi$), se obtiene que (74) se cumple únicamente si B' es igual a 0 y la solución se reduce a una simple espira logarítmica.

4.4.3. Campo de líneas de deslizamiento

La geometría básica de la indentación por un punzón plano en un semi-espacio infinito se indica en la Figura 116. El CLD propuesto por Prandtl se da en la Figura 117. Hill propuso una alternativa, con el argumento de que la zona plástica predicha por Prandtl era demasiado extensa. Sin embargo, Hill nunca logró elaborar de manera correcta la parte del campo en la zona central por debajo del punzón, donde supuso la existencia de un límite rígido-plástico, el cual no concuerda con las condiciones de frontera.

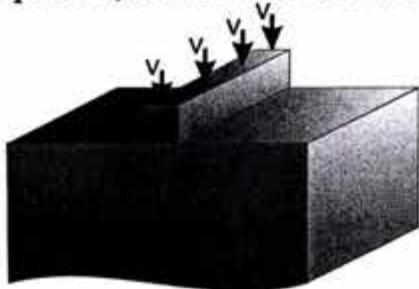


Figura 116. Geometría del problema

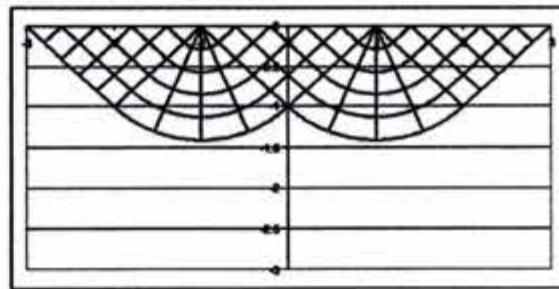


Figura 117. CLD de Prandtl

En la Figura 118 se presenta el CLD de Hill, omitiendo la zona problemática. En ambos CLDs, se define una zona plástica, delimitada por líneas α que consisten de círculos o líneas rectas. Un primer asunto que se tiene que resolver en un CLD formado por espiras logarítmicas es el cumplimiento de las condiciones de frontera y las ecuaciones de Geiringer para obtener un campo que sea estáticamente y cinemáticamente permisible. Se puede considerar una línea α descrita por la espira logarítmica para delimitar la zona plástica (Figura 119).

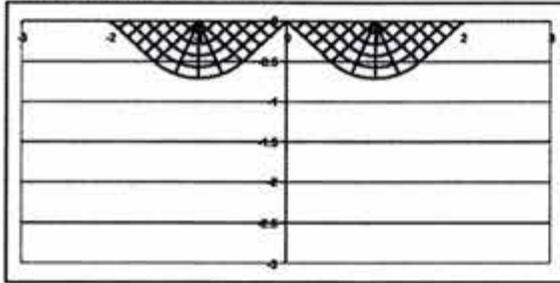


Figura 118. CLD de Hill. Hill postuló el CLD en la zona central, obteniendo un campo que satisface las condiciones de frontera en el límite rígido-plástico.

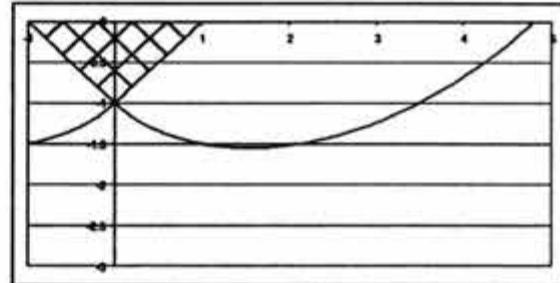


Figura 119. Frontera entre zona rígida y plástica en dada por una línea α en forma de espira logarítmica.

Un primer aspecto de la frontera propuesta en la Figura 119 es que la zona plástica hipotética extiende aún más que en el CLD de Prandtl. Se demostrará posteriormente que esto no representa un problema fundamental. El problema del límite propuesto es que no se cumplen las ecuaciones de Geiringer en la frontera. Como la velocidad en la zona rígida es igual a cero, la velocidad normal $v=0$ en la frontera. (58) muestra que en este caso u es constante. Bajo esta consideración, el CLD de Prandtl es el único posible. Sólo la remoción de la frontera rígida-plástica permite el desarrollo de soluciones diferentes. Esto es físicamente imposible, ya que corresponde a una zona plástica de extensión infinita. Sin embargo, se puede seguir el razonamiento propuesto por Hill, quien indicó que la manera exacta de analizar un material perfectamente rígido es considerarlo como un material cuyo módulo de rigidez tiende a infinito (esto también es físicamente imposible). De manera análoga, se propone un CLD cuyo límite rígido-plástico tiende a infinito.

Considérese un CLD en algún dominio \mathcal{D} , consistiendo de espiras logarítmicas alrededor de algún punto singular s . Basándose en el principio de constancia de volumen de un elemento que atraviese el campo (o alternamente, considerando el hecho de que el hodógrafo está perpendicular a las líneas de deslizamiento), se encuentra:

$$\begin{aligned} u &= u_0 \exp[-\alpha + \beta] \\ v &= v_0 \exp[-\alpha + \beta] \end{aligned} \tag{75}$$

No existe un límite rígido-plástico pero la deformación plástica disminuye de manera exponencial para cualquier parte de \mathcal{D} donde $\alpha - \beta > 0$. En cualquier material con un valor finito del módulo de Young E y esfuerzo de cedencia σ_y , se tiene que una deformación menor que $\varepsilon_y = \sigma_y/E$ es elástica. Esta condición determina el límite elasto-plástico. Si ahora

se permite que E tiende a infinito, ε_y tiende a cero y la frontera elasto-plástico tiende a infinito, consistente con la hipótesis inicial.

Ahora bien, podría parecer lógico que la singularidad s del CLD coincidiera con los lados del punzón, de manera análoga con el CLD de Prandtl. Esto significa que las líneas α cortan la vertical a través de s a un ángulo de $-\pi/4$. Tanto en el punzón como en el plano de simetría, las líneas tienen que incidir a este mismo ángulo. Visto el hecho de que las líneas de deslizamiento no pueden cambiar de convexo a cóncavo, se tiene que tener un campo consistiendo de líneas rectas en toda la zona delimitada por el plano de deslizamiento y la vertical a través de s . Se encuentra un campo que no cumple con las condiciones básicas de continuidad y velocidad al mismo tiempo, de acuerdo con el principio de que no se puede mantener la continuidad entre un dominio \mathcal{D} donde las dos familias de líneas de deslizamiento son curvas y un dominio \mathcal{D}^* donde ambas son rectas. Si se coloca la singularidad en el centro del punzón, se obtiene el campo propuesta en la Figura 119. En una zona central, se tiene que respetar el campo formado por líneas rectas, debido a la presencia conjunta del punzón y del plano de simetría, ambos imponiendo ángulos de 45° . Para poder proceder de esta zona hacia una zona formada por dos familias de espiras, se tiene que pasar por un dominio donde una de las familias de líneas de deslizamiento son rectas, obteniendo un abanico muy reducido con centro en el borde del punzón.

El límite de transición entre abanico y espiras se indica de manera aproximada en la figura. El análisis cinemático del CLD demuestra que la curva se da por la condición $\alpha-\beta=0$, ya que debido a la forma circular de las líneas α en el abanico se tiene que cumplir que $u=u_0=\sqrt{2}$. Esto tiene como consecuencia que en todo \mathcal{D} (zona verde), se cumple $\alpha-\beta>0$, garantizando la reducción exponencial de la velocidad de deformación en \mathcal{D} .

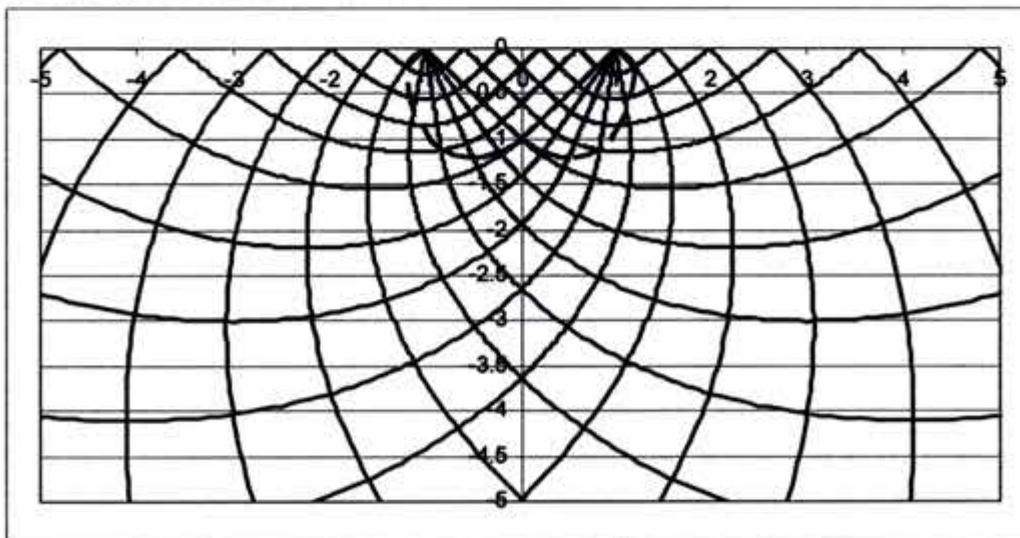


Figura 120. Campo de líneas de deslizamiento propuesto para explicar el carácter vorticial de las microestructuras encontradas. El CLD consiste de una zona central (delimitada por líneas discontinuas) donde se mantiene la solución propuesta por Prandtl. Ésta se conecta de manera continua con un campo dado por (68), con $B=0$.

4.4.4. Método de elemento finito

El CLD propuesto en la sección anterior corresponde con todas las exigencias teóricas, pero desvía de manera importante de lo que durante ochenta años fue considerado la teoría estándar para el modelado de problemas de indentación. Para verificar este resultado se consideró como oportuna la construcción de un modelo adicional por medio del método de elemento finito (MEF). Este método no tiene la capacidad de investigar las características de las singularidades y discontinuidades en un campo de deformación, pero permite estudiar materiales reales, con propiedades elásticas y plásticas realistas. Generalmente, el análisis de un material rígido-plástico no está incluido en el análisis por MEF estándar, de tal manera que se tiene que aproximar esta condición de la mejor manera posible para poder verificar el CLD.

Se elaboró un mallado de geometría sencilla consistiendo de 3200 elementos cuadrados de segundo orden (8 nodos), resultando en 9801 nodos. Los elementos cuadráticos se eligieron por la buena convergencia que suelen proveer en análisis involucrando grandes deformaciones plásticas. Se utilizó el formalismo Lagrangiano para deformaciones grandes. Una de las hipótesis básicas de la sección previa es que la zona plástica incrementa conforme aumenta el módulo de Young. El uso de valores exagerados de E afecta la convergencia del MEF. Asimismo, el método convencional de elemento finito no puede modelar un material sin endurecimiento en frío. Por lo tanto, se investigaron dos casos, uno con $E=1000\text{GPa}$ y el segundo con $E=100\text{GPa}$. En ambos casos, σ_y se tomó igual a 100Mpa . Se construyó una curva σ - ε con un endurecimiento por trabajo en frío limitado, pero no tan bajo como para comprometer la convergencia del análisis. Las curvas correspondientes se presentan en la Figura 121.

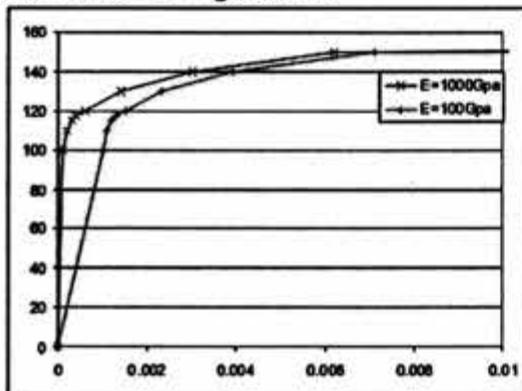


Figura 121. Curvas esuerzo-deformación utilizadas para simular un material realista ($E=100\text{GPa}$) y un material altamente rígido ($E=1000\text{GPa}$). Se consideró una transición gradual entre la zona elástica y la plástica, así como un limitado endurecimiento por trabajo en frío para mejorar la convergencia del análisis numérico.

El coeficiente de Poisson se tomó igual a 0.49, para acercar lo más posible la condición de incompresibilidad. Es evidente que el objetivo de seleccionar estos valores no es la simulación de un material real, sino la aproximación más cercana al material rígido-plástico. La condición de indentación por un punzón perfectamente rígido se modeló sencillamente a través de las condiciones de frontera, imponiendo un desplazamiento vertical negativo de 0.2mm en los nodos correspondientes, dejando libre el movimiento horizontal. El punzón mide 20mm .

Tomando en cuenta que el objetivo del modelado por MEF es la verificación aproximada de la validez del CLD, se limitará la comparación al análisis de algunos resultados gráficos obtenidos para los dos materiales hipotéticos. La extensión de la zona plástica se encuentra de manera inmediata mediante los contornos de σ_{VM} (esfuerzo equivalente de Von Mises). La línea de 100Mpa indica el límite elasto-plástico. Es importante notar que para el material con $E=100\text{Gpa}$, la deformación plástica resultó muy limitada para un desplazamiento de 0.2mm. Para $E=1000\text{Gpa}$, esta zona ya está completamente desarrollada. Para el primer caso, se prolongó el análisis hasta 0.5mm. La zona plástica en este último caso sigue siendo menos extensa que la encontrada para 1000Gpa y 0.2mm. Otro resultado interesante se encuentra en la gráfica vectorial de desplazamientos (que son proporcionales a las velocidades), con la precaución que el CLD no indica la dirección del desplazamiento resultante, sino de los componentes u y v .

De las imágenes obtenidas por MEF se desprende de manera inmediata que la extensión de la zona plástica es mucho mayor que la predicha por Prandtl, invalidando el argumento de Hill al respecto. Asimismo, la comparación de la Figura 122 con la Figura 123 demuestra que la hipótesis de que la zona plástica se extienda más en un material con mayor rigidez es justificada.

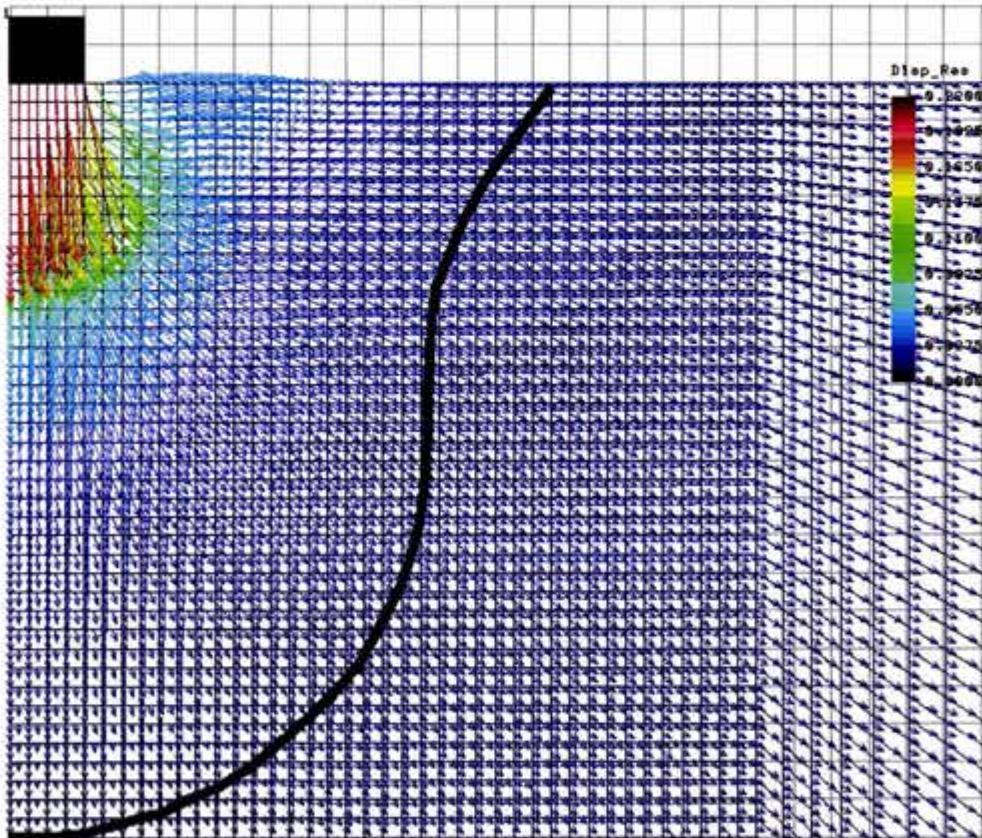


Figura 122. Campo de desplazamientos para una indentación de 0.2mm, $E=100\text{Gpa}$. Se nota como el campo está dominado por la plasticidad confinada y la deformación elástica. El flujo lateral apenas se está desarrollando. La línea negra corresponde al valor $\sigma_{VM}=100\text{Mpa}$.

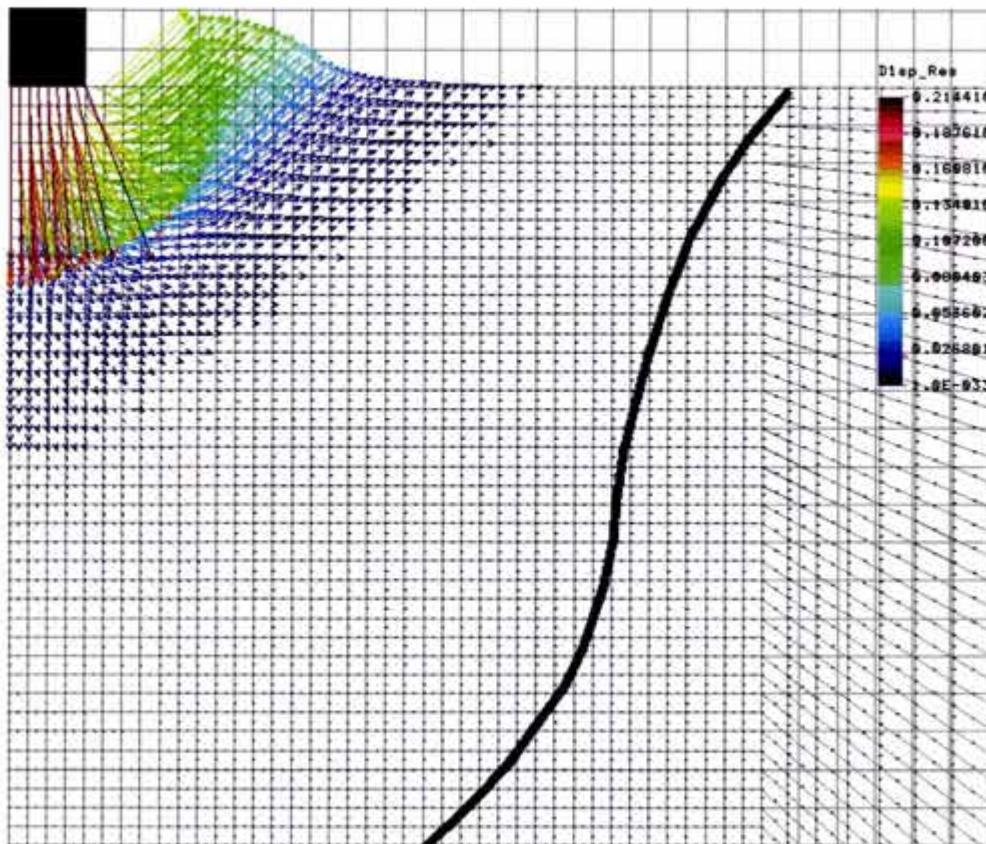


Figura 123. Campo de desplazamientos para una indentación de 0.2mm, $E=1000\text{Gpa}$. Evidentemente, el componente elástico es diez veces menor que en la Figura 122 pero más importante es que el desplazamiento predicho por el CLD se ha desarrollado por completo. La línea negra indica $\sigma_{VM}=100\text{Mpa}$ y extiende más lejos que en la Figura 122..

Es importante indicar el resultado de que por debajo del punzón se extiende la zona plástica en dirección vertical, lo que no se predice en el modelo de Prandtl pero que fue de alguna manera indicado por Hill. Esta zona es análoga a la que se encuentra en el problema de compresión de una lámina por dos punzones delgados. En dicho caso, la plasticidad está restringida hacia la superficie y las deformaciones se concentran por debajo del punzón. En el presente caso, la deformación libre se manifiesta en dirección de la superficie, pero la zona plástica en dirección vertical está presente de manera restringida. El nuevo CLD predice de manera correcta la ocurrencia de este dominio. Se observa que el tamaño de la zona plástica en el material rígido corresponde con el CLD, mientras que para el material "realista", ésta es muy limitada, de acuerdo con las predicciones presentadas anteriormente. El modelo por MEF en el material rígido confirma la rápida disminución de los desplazamientos predicha por el CLD.

4.5. Discusión

En el presente capítulo se presentaron análisis de casos, estudios de laboratorio y modelos matemáticos, todos con el objetivo de aclarar el desgaste de materiales tribológicos blandos. No sería completo el análisis sin una comparación de los tres aspectos, para acentuar los puntos de coincidencia y explicar sus diferencias. Un primer punto importante

es la notable diferencia entre la mayoría de los estudios de casos y los experimentos en laboratorio. Las ralladuras por partículas contaminantes, los efectos de la corrosión y las consecuencias de errores de tolerancias en el maquinado del motor y el cigüeñal no se reproducen en el laboratorio. Esto se debe al hecho de que los ensayos se ejecutan bajo condiciones controladas, mientras que, a todo parecer, las fallas en cojinetes se produzcan cuando las condiciones estén fuera de control. Esto se refleja en lo que se ha definido como las “exigencias clásicas” para aleaciones tribológicas blandas, descritas en la introducción de esta tesis. Las aleaciones para cojinetes, históricamente y hasta la actualidad, no se diseñan para condiciones óptimas sino para poder seguir funcionando bajo desviaciones significativas del régimen nominal de operación. Como lo muestran las ilustraciones, cuando estas desviaciones sean exageradas, la pieza falla.

A pesar de esto, el caso de falla estudiado en la sección 4.2.2. presenta similitudes evidentes con los experimentos. Se forma una tribocapa altamente mezclada, con evidencias de deformaciones plásticas grandes y flujo vorticial en algunas zonas. Los micromecanismos de daño y el análisis termodinámico presentado en la sección 4.3.3. se pueden aplicar sin modificación a dicho caso. Asimismo, el ejemplo es importante ya que el desalineamiento causó esfuerzos elevados en el material tribológico. Como se indicó en la Figura 7, se necesitan aleaciones más resistentes para poder disminuir la energía disipada en un cojinete. El estudio de caso permite conocer el comportamiento del material bajo esfuerzos elevados y esto puede servir como guía para el diseño de aleaciones más resistentes. También los experimentos de “fatiga” imponen condiciones de carga superiores a lo que se espera en la práctica y por lo tanto sirven el mismo propósito, es decir, permiten predecir el comportamiento de las aleaciones existentes si se considerara una disminución de las dimensiones del cojinete o un aumento de la presión específica del cilindro. Las observaciones permiten concluir que las condiciones experimentales no fueron tan severas como las encontrados en el caso práctico, ya que el último presentó desgaste adhesivo pronunciado y se había generado un crecimiento del área de contacto por deformación plástica tal y como se describió en la sección 2.3.2. El daño observado en las piezas ensayadas en el laboratorio es a la vez más profundo y más localizado con respecto a la coordenada transversal.

Para aclarar este último aspecto, se puede considerar la naturaleza del “indentador rígido” considerado en la elaboración del CLD en la sección 4.4.3. Los patrones de flujo encontrados en la capa tribológica no se generan en un sólo paso, así que el concepto del indentador es una simplificación evidente que sirve propósitos analíticos únicamente. Más bien, se trata de una aspereza que pasa sobre el mismo punto varias cientos de miles de veces, induciendo una pequeña deformación en cada paso. Así se pueden explicar las diferencias entre la situación experimental y la observada en el cojinete desalineado. En el último, el contacto fue general y las asperezas locales no fueron más que detalles sin importancia en la generación de daño. En los experimentos, se mantuvo una película lubricante parcial y se puede imaginar que la aspereza hizo surcos en el mismo punto durante cientos de miles de ciclos. No obstante, no en las secciones metalográficas o en las superficies desgastadas, no existe evidencia de un contacto directo entre eje y cojinete.

En realidad, para generar el daño observado en los ensayos de fatiga-desgaste, no se necesita un indentador físico. Todo el análisis presentado en la sección 4.4 mantiene su validez si se sustituye el indentador por la distribución equivalente de presiones. La

presión causada por una aspereza en una película hidrodinámica continua se describe por una solución particular de la ecuación de Reynolds (10) [8], omitiendo la derivada con respecto al tiempo. La solución es tan sencilla como:

$$p = -C \frac{x}{h^2} \quad (76)$$

donde C es una constante por definir. Combinando (10) con (76), se obtiene que:

$$\frac{C}{U\mu} = \frac{1}{1 + \frac{2x}{\frac{\partial h}{\partial x}} \left(\frac{\partial^2 h}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 h}{\partial y^2} \right)} \quad (77)$$

Esta ecuación permite determinar la presión local adicional causada por una aspereza de forma $h(x,y)$, tomando como referencia la presión hidrodinámica calculada para un eje cilíndrico. Esta presión adicional es la que genera la deformación plástica en el campo de velocidades analizado.

Con esto se abre otro punto importante de discusión, referente a la validez del CLD presentado. Es evidente que la coincidencia entre los modelos por MEF y el CLD elaborado en el presente trabajo es mejor que para el CLD de Prandtl. Los argumentos de Hill con respecto al tamaño de la zona plástica fueron justificados perfectamente con base en las observaciones que él conocía para materiales cuyo módulo de Young varía entre 40 y 210Gpa. El modelo por MEF obtenido con variables realistas ($E=100\text{Mpa}$) confirma de cierta manera sus argumentos, ya que se necesitan desplazamientos considerables para obtener un campo tan extenso como el de Prandtl (el cual subestima el tamaño de la zona plástica con respecto al presente CLD). Sin embargo, el uso de materiales con un módulo limitado para explicar el comportamiento de un material con un módulo infinito es incorrecto y toda coincidencia entre el modelo y la vida real es circunstancial. Igualmente, los campos de Hill y Prandtl exigen de una concentración de deformación cortante en el límite rígido-plástico. Hoy en día se acepta que una concentración de deformaciones puede ocurrir únicamente si la curva esfuerzo-deformación muestra un máximo local. Este máximo se puede generar por efectos relacionados con las atmósferas de Cottrell o Snoek, con efectos térmicos locales, por el cambio de microestructura inducida por la deformación o por variaciones de la orientación cristalográfica local. Evidentemente, un material isotrópico sin endurecimiento por trabajo en frío no tendrá máximos o mínimos en la curva $\sigma^{pq}-\epsilon^{pq}$. Es cierto que la deformación localizada se genera de manera natural en un material con límite de cedencia agudo, pero tal solución no aplica al material rígido-plástico ideal. Esta conclusión se encuentra de manera intrínseca en las hipótesis utilizadas un estudio reciente de Busquet y Torrance [177].

Con lo anterior se puede aceptar el CLD presentado en la presente tesis es analíticamente correcto, pero falta responder la pregunta de ¿cómo corresponde este CLD con las observaciones experimentales? Si se compara la Figura 120 con el lado izquierdo de la Figura 105 y la microestructura presentada en la ref. [178], se puede concluir que la coincidencia es excelente. No obstante, el campo no explica el lado derecho de la Figura 105. Se puede considerar que un CLD que permite la existencia de espiras en vez de los abanicos y líneas rectas utilizadas en la mayoría de los análisis es un primer avance. El

problema es que no se ha encontrado una manera de colocar las singularidades del campo en puntos por debajo de la superficie física. Un argumento para explicar la ocurrencia de espiras cuya singularidad es subsuperficial es el hecho de que la zona de contacto no se compone de una sola aspereza, por lo que un campo más correcto debería de considerar la superposición de los campos de velocidades causadas por la indentación por varios punzones de diferente tamaño. Segundo, la superficie física del cojinete no es completamente libre. En el momento de que la deformación local alcance la superficie, ésta se elevará con respecto a su posición original y se incrementará la presión hidrodinámica local. Los resultados experimentales indican que bajo estas circunstancias el punto singular tiende a moverse hacia abajo, para permitir un flujo horizontal en la superficie. Asimismo, la Figura 105 sugiere la posibilidad de que se forman vórtices secundarios en la zona divergente del primario, tal y como se observa en campos turbulentos de líquidos y gases. Hasta la fecha, la teoría de campos de líneas de deslizamiento no cuenta con la sofisticación necesaria para elaborar este tipo de detalles. El hecho de que se generan discontinuidades (grietas) en el material no simplifica la tarea de quien decida dedicarse al tema.

5. Nueva formulación de los requerimientos para aleaciones tribológicas blandas

5.1. Resumen y discusión general

5.1.1. Aspectos fundamentales

La investigación y el desarrollo en la industria automotriz actual se desarrollan alrededor de los temas de seguridad y del consumo de combustible. Impulsados por legislación en Europa y California, el diseño de motores de combustión interna se está revolucionando con el objetivo de disminuir la emisión de gases contaminantes y CO₂. Una propuesta es el uso de motores compactos altamente supercargados las cuales pueden reducir el consumo con un 25% a través del efecto directo en el ciclo termodinámico [186]. Las mayores presiones en el cilindro, transferidos hacia los cojinetes, se reflejarán de manera directa en la apariencia de los fenómenos descritos en la sección 4.2. El uso de flujos de aire estratificados en combinación con inyección directa controlada por sistemas microelectrónicos permite un ahorro adicional del 10% y la introducción de sistemas de apertura variable de válvulas añade otros 10-15%. Con estos datos en mente, se puede calcular el gasto adicional permisible para el uso de cojinetes más resistentes de menor dimensión, si esto implica que se puede ahorrar un 5% adicional en el consumo. El uso de cojinetes de plata ni siquiera parece tan absurdo si se compara su costo con el precio de los sistemas antes mencionados.

Pese a lo anterior, se observa relativamente poca innovación en el área de las aleaciones tribológicas blandas, lo que se debe principalmente al hecho de que las aleaciones existentes parecen cumplir con las exigencias actuales. Asimismo, los diseñadores aceptan las limitaciones de las aleaciones existentes y las fallas en cojinetes son extremadamente raras. En la mayoría de los motores desarmados después de los 100 000 km se observa un ligero pulimento de la superficie, la cual no se puede clasificar como un daño sino como una respuesta “inteligente” del material a su medio ambiente. Fallas ocurren únicamente cuando existen errores de manufactura o mantenimiento significativos. El cojinete está diseñado para tolerar estas desviaciones hasta un cierto nivel y está sobrediseñado en su ausencia. Una primera conclusión importante de la presente tesis es que se tienen que mejorar los procesos de producción de los otros componentes sin por el momento preocuparse de los cojinetes para obtener mejores rendimientos y aumentar el rango operacional de las aleaciones tribológicas.

Es difícil predecir exactamente qué tanto se puede aumentar la presión sobre los cojinetes en un motor producido bajo tolerancias más estrictas. En realidad, únicamente una serie de pruebas en dinamómetro con cojinetes de diferente tamaño podría dar la respuesta, pero hay que recordar que los dinamómetros se reconstruyen con alta frecuencia y que esta práctica parece ser una de las causas más importantes para la falla de cojinetes. Se necesitan desarrollar ensayos que reproducen de manera confiable las condiciones de operación de las piezas en el motor, sin por esto tener que recorrer a los altos gastos y la complejidad del ensayo en dinamómetro. El ensayo Underwood es un intento en esta dirección pero es demasiado primitivo en el sentido de que no se controlan las variaciones de carga. La consecuencia es que aún para las aleaciones clásicas no se conoce su verdadero límite de operación. Los datos disponibles son valores aproximados para el diseño e incluyen un

factor de seguridad desconocido. Además, estos valores incluyen efectos relacionadas con las condiciones termoelastohidrodinámicas, igualmente desconocidas. Esto se refleja en el hecho de que los valores de diseño reportan presiones específicos en vez de las presiones máximas en la zona lubricada. La disponibilidad de un método confiable para la simulación termoelastohidrodinámica puede ser una herramienta interesante en la determinación de la verdadera resistencia de las aleaciones tribológicas.

Esta falta de definición parece ser un impedimento importante para el desarrollo de materiales más resistentes. ¿Cómo se decidirá que algo es más resistente si no se sabe definir el concepto de resistencia? Sin embargo, existen teorías en la literatura para el desgaste de materiales distintos bajo condiciones distintas, las cuales se pueden combinar con la observación de los daños en materiales tribológicos blandos. Bajo este enfoque, se pueden evaluar las exigencias que clásicamente se imponen para una aleación tribológica blanda y que fueron presentadas con anterioridad en la Tabla 6.

5.1.2. Propiedades mecánicas

De los ocho factores mencionados, sólo la resistencia se definió en términos cuantitativos. Su valor convencional es el límite de cedencia observado en un ensayo de tracción. Debido a la dificultad de determinar este parámetro para un material que se produce como una capa delgada adherida en un respaldo de acero se puede considerar la dureza como un sustituto válido, siempre y cuando se mida mediante ensayos Brinell o Vickers, expresando su valor en Mpa. Tradicionalmente, se ha aceptado que un límite superior para la dureza del material tribológico es un tercio de la dureza de la superficie del cigüeñal. Este límite parece ser exagerado. Toda la experiencia con tribopares distintos descritos en la literatura indica que el material del cojinete no debe de ser más duro que el eje [85-87, 187]. Es importante notar que bajo condiciones específicas, el material duro de un tribopar puede desgastarse más rápido que el material blando. A todo parecer, el valor de 1/3 parece provenir más de consideraciones de conformabilidad que de desgaste. Si bien existe una clara tendencia que indica que los materiales duros sean menos conformables, esto no representa una ley física. Se pueden producir materiales duros y dúctiles en una amplia gama de aleaciones.

Una observación importante es que, independientemente de la cuestión de si el límite de dureza es un tercio o igual a la dureza del eje, se puede endurecer la superficie del último mediante tratamientos superficiales. No existen muchas indicaciones de que esta opción se haya explorado. La dureza normal del hierro nodular es aproximadamente igual a 2500Mpa, correspondiendo a tres veces la dureza de una aleación cobre-plomo (600-800Mpa). El mismo hierro en el estado austemplado (estructura bainítica) alcanza valores de 4500Mpa HB [188]. Mediante la aplicación de gradientes térmicos controlados en la fundición, se puede obtener una capa de hierro blanco en las superficies de contacto, con una dureza de 4000 a 5000 Mpa. Alternativamente, se puede pensar en tratamientos superficiales locales, como el endurecimiento por plasma o inducción, así como procesos de nitrurización o boridización. La aplicación de recubrimientos duros es otra opción. Un ejemplo es el cromo duro, con durezas de 10 Gpa HV [189]. En este caso, se puede aprovechar el hecho de que la compatibilidad entre el recubrimiento y la aleación tribológica no necesariamente será igual a la que se obtiene en el tribopar con hierro. Por ejemplo, el cobre tiene una mala compatibilidad en contacto con el hierro pero su comportamiento es excelente con el cromo. Finalmente, se puede pensar en el uso de una

camisa alrededor del eje, parecida a los mismos cojinetes con su respaldo de acero. Esta opción permitirá superar ciertos problemas de tolerancia y es especialmente atractivo para los productores de cojinetes, ya que implica una duplicación del número de componentes requeridos.

Los ejemplos presentados indican que las durezas permisibles en tribomateriales blandos se pueden aumentar con un factor 5 a 10 mediante diseños adaptados del cigüeñal. Estos valores pueden ocultar el hecho de que la dureza del material no es el único factor que determina su desempeño tribológico. El mejor ejemplo al respecto se encuentra en un estudio ejecutado en el margen del presente trabajo [138], donde se encontró que el maquinado de una aleación SAE94 mediante una herramienta de diamante policristalino causó desgaste despreciable en un material endurecido por trabajo en frío (800Mpa HV) mientras que un material más blando (650Mpa) causó una deformación plástica significativa en el diamante, resultando en un incremento del desgaste del último con un factor diez. La razón es que el factor determinante no es la dureza, sino la energía total de corte. Ésta es el trabajo necesario para alcanzar la deformación máxima permisible. La reducción en frío produce parte de esta deformación y consume una parte de la deformación total que se podía tolerar. La analogía de este problema con el caso de desgaste abrasivo es evidente. Además, el principio de máxima deformación permisible concuerda perfectamente con las conclusiones de Kapoor y Franklin [97] con respecto al desgaste de vías ferrocarrileros. Busquet y Torrance [177] consideran que la pérdida de masa de un material blando sujeto a un efecto de surcido ocurre cuando la ductilidad del primero se agote. El mismo hipótesis se maneja para un material dúctil sujeto a las influencias de impacto por partículas [87], gotas de líquido [120], impacto por interferencia entre partes mecánicas [144] y cavitación [88]. En todos estos estudios, se concluye que una clasificación de materiales basada en su dureza tiene poca relación con la resistencia al desgaste. La cantidad de deformación que puede absorber el material es el factor que predomina. Recordando esto, no se tiene que olvidar que la dureza aumenta el límite para la deformación plástica, a la vez de incrementar la energía necesaria para ésta.

Para los materiales estudiados en esta tesis se observa que las dos familias de aleaciones son lo suficientemente dúctiles para resistir el desgaste por abrasión. Las partículas ajenas que pudiesen inducir este mecanismo causan deformaciones grandes sin pérdidas significativas de material. En los ensayos de fatiga no se observa agrietamiento, sino la acumulación de pequeñas deformaciones, para alcanzar deformaciones totales muy elevadas. La fractura se genera únicamente cuando la estructura se refina hasta tal nivel que se inducen inestabilidades termodinámicas. Se han sugerido efectos similares para tribocapas y capas de transferencia en una revisión ejecutada por Rigney [139] y en el estudio de Scherge et Al. [143]. La conclusión es sencilla. Para que un metal dúctil tenga una alta resistencia al desgaste, se necesita combinar una alta dureza con una elevada ductilidad. Este último factor se puede expresar de manera cuantitativa en el coeficiente de endurecimiento por trabajo en frío, con la advertencia de que este coeficiente no caracteriza el comportamiento del metal a altas deformaciones y puede depender del nivel de presión hidrostática y la velocidad de deformación. Un límite más adecuado podría ser el nivel de deformación homogénea en torsión o el inicio de la inestabilidad plástica por bandas de deslizamiento en ensayos de compresión. Estos valores se han estudiado mucho menos que el coeficiente por endurecimiento en frío y son difíciles de determinar en un tribomaterial con un espesor de 200 μ m unido con un respaldo de acero.

Es interesante indicar que también en el caso de agrietamiento por fatiga se considera que la combinación de dureza con deformabilidad determina la resistencia contra la propagación de grietas. Hay que recordar que la fatiga por agrietamiento de la aleación es poco probable bajo condiciones normales de operación en un cojinete. Independientemente de la posición ideológica que puedan tener los diferentes investigadores con respecto a este asunto, el fenómeno se cubre por los parámetros antes definidos. En la lista de exigencias para aleaciones tribológicas blandas, se pueden sustituir cuatro factores semicuantitativos (resistencia, resistencia a la fatiga, resistencia a la cavitación y la conformabilidad) por dos parámetros cuantitativos, siendo esto la dureza y la máxima deformación homogénea. El segundo parámetro es igual al coeficiente de endurecimiento por trabajo en frío en el ensayo de tracción pero puede incluir variables adicionales para estados de esfuerzos más complejos.

De acuerdo con Kingsbury [18], la incrustabilidad se puede asociar de manera directa con la conformabilidad. Esto se confirma parcialmente en el presente trabajo, ya que los análisis muestran como las partículas ajenas generan surcos en la superficie para finalmente incrustarse en ésta. Otros autores [190], interesados en el desarrollo de cojinetes para aplicaciones mineras, indican que las partículas duras se pueden enterrar por completo únicamente en materiales cuya dureza Vickers está por debajo de los 10Mpa, de lo contrario se observa que la partícula puede causar desgaste en la superficie opuesta. La conclusión provisional es que más que enfocarse en incrustabilidad, se tiene que desarrollar dureza tanto en la pieza como en la aleación tribológica, para minimizar el daño que se pudiese inducir a la vez de mantener la alta deformabilidad de la aleación blanda. Así se limita el efecto de micromaquinado por partículas ajenas, las cuales se romperán de manera más fácil cuando el tribopar muestre mayor dureza. Evidentemente, el primer factor para evitar la abrasión por partículas no es el cojinete ni la flecha, sino un sistema adecuado de filtros de aire y aceite y un mantenimiento adecuado del motor.

5.1.3. Propiedades termoquímicas de los materiales

La compatibilidad y la resistencia a la corrosión son parámetros de la termodinámica metalúrgica / química sin relación directa con los parámetros mecánicos antes discutidos. La resistencia a la corrosión depende de la composición química de la aleación y el medio ambiente, consistiendo de ácidos orgánicos y compuestos de azufre a una temperatura de aproximadamente 140°C. El uso de catalizadores avanzados para la oxidación de los gases NO_x mandará la introducción de combustibles sin azufre, disminuyendo de manera significativa el riesgo de ataque del plomo en aleaciones Cu-Pb, pero es claro que un material que no tenga características de pasivación mostrará ciertas desventajas con respecto a materiales como el aluminio. La aplicación de un recubrimiento resistente a la corrosión es una solución relativamente cara y no logra eliminar el problema de corrosión por completo, ya que la remoción de esta superficie por exceso de carga o por una ralladura permite el acceso del medio agresivo al sustrato.

Asimismo, la compatibilidad es un factor termodinámico que depende del tribopar sin que éste se pueda modificar fácilmente. Ya se indicó que la contracara del tribomaterial no necesariamente tiene que ser el hierro nodular. La gama de posibles tribopares se puede ampliar mediante el uso de camisas o recubrimientos aplicados sobre el eje. Rabinowicz [101] definió la compatibilidad por medio del rango de solubilidad líquida y sólida encontrada en el diagrama binario de los dos elementos en contacto. Este factor se puede

expresar de manera cuantitativa en términos de la energía libre de solución del primer material en el segundo. Mediante la ley de Boltzmann, se encuentra que la probabilidad p_t (1/s) de transferencia de un átomo del tribomaterial hacia el eje se describe por:

$$p_t = k v_d z f_a A_{eff} \exp\left(\frac{-\Delta G_{act}}{kT}\right) \exp\left(\frac{-\Delta G_t}{kT}\right)$$

k es la constante de Boltzmann, v_d la frecuencia de Debye ($\approx 10^{13}$ Hz) y z el número de coordinación de la aleación del eje. f_a es el factor de acomodación, el cual indica la probabilidad de que el átomo encuentre una posición disponible para colocarse en la estructura cristalina del eje. A_{eff} corresponde al área efectiva de contacto, pero tomando en cuenta que la temperatura en cada punto del contacto puede ser diferente se puede sustituir en ocasiones por dA e integrar la fórmula para obtener una tasa promedio de transferencia.

Dicha integración permite tomar en cuenta la presencia de zonas cuya temperatura está por arriba de la temperatura de fusión. ΔG_{act} es la energía de activación para la difusión, ΔG_t el cambio de energía libre experimentada por el átomo transferido. Este resultado, obtenido de la clásica teoría de difusión permite racionalizar las observaciones cualitativas de Rabinowicz. Si los dos materiales son iguales, el cambio de energía libre del átomo transferido será igual a cero y la resistencia contra la adhesión depende únicamente de las barreras para difusión, como una delgada capa de óxidos o un lubricante adsorbido. En ausencia de éstos, el átomo no puede distinguir entre ambos lados del tribopar resultando en adhesión. Para dos materiales diferentes, ΔG_t representa la diferencia de la energía parcial del átomo en el tribomaterial y el eje. Si el átomo estaba presente dentro de una fase pura en el tribomaterial, se encuentra que la fuerza impulsora para su transferencia será igual a su potencial química dentro del material del eje, dado por:

$$\Delta \bar{G}_t = RT \ln a = RT (\ln X + \ln \gamma)$$

Esta fórmula representa la energía libre de solución del material transferido y depende de la concentración X . Se observa que en el inicio del desgaste, X es igual a cero y se debe de producir una limitada transferencia, ya que γ es finito. El coeficiente de actividad γ es constante mientras que la concentración de átomos transferidos sea limitada (ley de Henry) y se puede utilizar como una medida cuantitativa de la compatibilidad en sustitución del criterio de Rabinowicz.

Se sabe que la compatibilidad del cobre con el hierro es mediocre ($\gamma \sim 100$), mientras que el coeficiente de actividad de hierro en aluminio es menor que 1. Es sorprendente que la adición de únicamente 10% de un material compatible ($\gamma \sim 10000$) logra superar estos inconvenientes. Algunos autores consideran el estaño y el plomo como "fases lubricantes" [190,191]. Este malentendido se debe a la observación de que tanto el plomo como el estaño se funden bajo condiciones severas de contacto. Sin embargo, la cantidad de metal fundido que puede estar presente es mínima y su efecto lubricante no puede ser significativo, a menos que se fundiera todo el estaño o plomo presente, resultando en un desgaste extremo. Un efecto más realista es la consideración de que la fase blanda funda, para posteriormente resolidificar en su posición original. Esto permite el almacenamiento temporal de energía, la cual posteriormente se disipa en la matriz sin acumulación de daño permanente [1]. Este análisis es parecido al que se maneja para las aleaciones con base en cobalto [120], donde la transformación martensítica genera un efecto hiperelástico. El

inconveniente de esta teoría es que la cantidad de energía que se puede disipar es muy limitada.

A pesar de lo anterior, el concepto de fundición parcial de la superficie de contacto tiene sus aspectos atractivos para explicar el papel de la fase blanda. Lim y Ashby [84] consideraron la fundición parcial de la superficie en puntos de contacto y la deposición del líquido en zonas frías. Para condiciones de desgaste normal, se elaboró un modelo que predice temperaturas de de contacto de 1200°C . Análisis más completos predicen valores de 2000°C [192]. Más aún, existe evidencia experimental de que en un proceso de cavitación la temperatura alcanza los $5075\pm 156\text{K}$ [193]. Bajo tales condiciones, no sólo la fase blanda se funde, sino también una fracción del aluminio o del cobre. De ser el caso, se concluye que el líquido se redeposita de manera inmediata con velocidades de enfriamiento tan altas que se inhibe el ordenamiento cristalino, como es el caso del depósito por plasma o de un tratamiento superficial por láser [31,194]. El calor remanente en la zona de solidificación puede generar un revenido rápido de ésta para que el metal amorfo se reacomode de forma epitaxial sobre el sustrato, pero la presencia de átomos termodinámicamente incompatibles (Pb, Sn u otros) puede inhibir este reacomodo por la imposibilidad de incorporarlos dentro de una estructura de equilibrio. La probabilidad de nucleación de una fase estable será baja, tanto por el volumen restringido como por la alta energía de la superficie incoherente del núcleo.

Los factores mencionados se consideran como críticos para la formación de vidrios metálicos, con la excepción de que se requiere de una energía de mezcla negativa para garantizar la estabilidad del vidrio. En las presentes aleaciones, la energía de mezcla es altamente positiva y el coeficiente de difusión, el cual escala con la temperatura homóloga, es alto. Por lo tanto, la formación de una tribocapa nanocristalina o amorfa puede considerarse como difícil, contrario a lo sugerido recientemente para otras aleaciones [139,143]. Sin embargo, tomando en cuenta que el proceso se repite con frecuencias entre 20 a 60 Hz, se puede sugerir que se alcance un estado de desequilibrio dinámico permanente, el cual no permite la formación de una tribocapa amorfa o nanocristalina pero que permite la presencia de una muy delgada zona dura y tribológicamente compatible en la superficie del material. En la literatura se refiere a los efectos de la aleación mecánica para explicar la formación de tal zona. Esto es compatible con los resultados de la presente tesis, ya que la formación de estructuras metaestables por aleación mecánica se comprobó en el capítulo 4. Un último argumento a favor de la teoría de que la formación de una tribocapa amorfa sea responsable para las excelentes propiedades de los tribomateriales clásicos se encuentra en algunas microestructuras obtenidas recientemente en un experimento industrial. Se produjo un babbitt tipo SAE10 mediante la colada directa sobre una cinta de acero frío. Los productos obtenidos (Figura 124) mostraron estructuras nanocristalinas típicas de la descomposición de un vidrio metálico [31,194]. Esto indica que aún en los materiales más antiguos los efectos responsables para la resistencia al desgaste pueden ser diferentes de lo que se había pensado durante décadas.

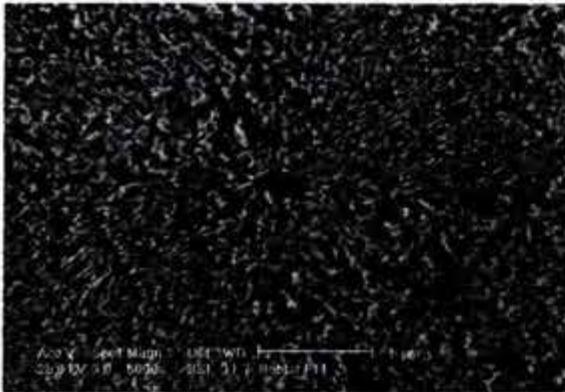


Figura 124. Estructura de un babbit SAE10. Se trata de una estructura vidriosa desmezclada en estado sólido, el cual consiste de laminillas ricas en plomo alternadas por laminillas ricas en SbSn, con una partícula de SbSn como inoculante para el proceso de separación.

5.2. Materiales para el futuro: cobre-plomo y aluminio-estaño

Las aleaciones tribológicas blandos cumplen con su función. La pregunta es si todavía existen posibilidades para mejorarlos. Gracias a los resultados obtenidos, se dispone de algunos criterios que permiten encontrar vías de optimización. Considerando que se trata de adaptaciones a productos existentes, se tiene poca libertad con respecto a la composición química. La microestructura y los detalles de las propiedades mecánicas se pueden adaptar libremente, ya que raramente se toman en cuenta en la evaluación de los productos [18]. Por lo tanto, se dispone del tratamiento termomecánico y pequeñas adaptaciones de composición para mejorar las propiedades mecánicas. Para obtener cambios significativos en la resistencia a la corrosión o la compatibilidad, se requerirán cambios en la composición química, discutidos posteriormente.

Los mecanismos para endurecer un material son conocidos. Se dispone del trabajo en frío, la solución sólida, el envejecimiento, la dispersión de partículas y el tamaño de grano. Los parámetros que influyen el coeficiente de endurecimiento por trabajo en frío (n) y la máxima deformabilidad son mucho más difíciles de caracterizar. Se acepta por lo general que un grano fino, libre de solución sólida, aumenta n . El endurecimiento por trabajo en frío disminuye n ; para deformaciones limitadas se puede aproximar el coeficiente del material deformado como $n_{def} = n - \epsilon$. Esto es significativo en aleaciones de cobre-plomo, a las cuales se aplica un paso de calibración por laminado en frío para garantizar el espesor y la planitud del producto. Tanto en éstas como en las aleaciones Al-Sn se tiene como efecto adicional el estampado de la pieza, para conformar la cinta en una pieza cilíndrica. El endurecimiento inducido en este paso se considera como benéfico [1] para la capacidad de carga, pero la tenacidad del material disminuye fuertemente. La deformación en frío se debe de limitar a lo máximo para optimizar la resistencia al desgaste.

La solución sólida es un mecanismo de endurecimiento que no perjudica de manera exagerada al coeficiente por endurecimiento en frío. Las aleaciones de aluminio para estampado profundo en la industria automotriz se endurecen por este mecanismo, así como las aleaciones de cobre para aplicaciones tribológicas. En el caso del aluminio, se añade 1% de cobre al producto. A estos niveles, se supone que el cobre esté presente en forma de átomos disueltos, aunque existe evidencia de que en una estructura deformada se precipita con relativa facilidad, formando zonas GPII de 20 a 50nm de diámetro [152]. Para las aleaciones cobre-plomo, se tiene la desventaja que los elementos de aleación más comunes tienen una afinidad considerable para el hierro, pero no parecen existir estudios que indican como la adición de elementos como el Sn, Zn, Ni y Al afectan la compatibilidad. Un

aspecto evidente es que las aleaciones tribológicas no se deben endurecer por envejecimiento. Para una aleación clásica Al-Cu-Mg-Si se encuentra que la deformación máxima en un ensayo de tracción disminuye desde 20% para la solución sólida hasta 4% en condiciones de dureza máxima. Se sabe que la velocidad de crecimiento de una grieta en aleaciones de aluminio disminuye por un orden de magnitud cuando se rebase el endurecimiento máximo para alcanzar un sobre-envejecimiento limitado.

Por el otro lado, los precipitados incoherentes funcionan como barreras para las dislocaciones a bajos niveles de deformación. A mayores deformaciones, se genera un campo de deformación local alrededor de la partícula, el cual aumenta la densidad local de dislocaciones. La multiplicación eficiente de dislocaciones inducida por la deformación es el factor predominante en el endurecimiento por trabajo en frío. Una ventaja adicional del endurecimiento por partículas es que éstas tienen la propiedad de estabilizar la subestructura generada por deformación y retardan la termofluencia. Las aleaciones endurecidas por oxidación interna son el ejemplo típico para ilustrar este mecanismo [195]. Como última posibilidad, el endurecimiento por tamaño de grano resulta atractivo a bajas temperaturas. Los límites de grano forman obstáculos eficientes para las dislocaciones. Como tal, atribuyen a la resistencia del metal sin comprometer su deformabilidad, siempre y cuando no sean contaminados por efectos de segregación. Considerando fenómenos de termofluencia, se sabe que parte de la deformación se lleva a cabo mediante el deslizamiento de límites de grano, pero este fenómeno opera a temperaturas homólogas mayores a las mencionadas para las aleaciones tribológicas blandas. Con esta argumentación, se concluye que los mecanismos deseables para obtener aleaciones más resistentes serán el endurecimiento por partículas y la disminución del tamaño de grano. La deformación en frío y el envejecimiento se tienen que evitar.

Existe una amplia gama de posibilidades que se pueden implementar para mejorar las aleaciones tribológicas blandas. Para el caso de las aleaciones cobre-plomo, se puede recordar la gran diferencia que existe entre la microestructura fina del polvo y el grano grueso de la aleación sinterizada. Se ha comprobado en un estudio exploratorio que la microestructura está completamente compactada a temperaturas y tiempos de sinterizado muy inferiores a los que se utilizan en la práctica industrial. Bajo estas condiciones, se obtienen estructuras con mayor conectividad del cobre y con una fina dispersión del plomo. Desafortunadamente, los parámetros del proceso no se determinan por la microestructura deseada, sino por la necesidad de generar una buena adherencia entre el acero y la aleación tribológica. Cualquier técnica que permita obtener una buena adherencia sin depender del tiempo o la temperatura del proceso de sinterizado permitirá un mejor control del tamaño de grano.

En el aluminio-estaño se dispone de una mayor cantidad de parámetros, ya que estas aleaciones se producen mediante un proceso termomecánico. En la fundición del material se controla el tamaño de grano mediante refinadores, los cuales también reducen el tamaño de los intermetálicos no deseados debido a la reducción de los espacios interdendríticos. La distribución del estaño se determina por factores termodinámicos fundamentales. Se ha comprobado que existe un límite teórico para el contenido del estaño por arriba del cual no se puede generar una distribución homogénea y fina [152]. La aleación SAE 783 acerca este límite y la distribución fina observada en ciertos productos probablemente es el resultado de un proceso que involucra dos pasos de reducción en frío, ambos seguidos por

un recocido. Para las aleaciones con menores contenidos de estaño como el SAE 788 la obtención de tal distribución es relativamente fácil, aunque no todos los productores la logran.

Una característica del uso de aleaciones basadas en aluminio de pureza industrial es la presencia de Fe y Mn como contaminantes de la materia prima. El segundo se puede añadir de manera intencional para mejorar la estabilidad térmica de la aleación, y para modificar la forma alargada de los intermetálicos $Fe_2Si_2Al_9$. Éstos, así como el $(Fe,Mn)_3SiAl_{12}$ y el $FeAl_3$ pueden causar serios problemas en la reducción de los lingotes, pero posteriormente pueden ayudar en la obtención de un grano fino. La presencia de estaño en los límites de grano del producto antes de un primer tratamiento de laminado con recristalización inhibe en gran medida la recristalización. A bajos niveles de deformación, se ha observado que la recristalización es imposible y únicamente se genera un revenido avanzado [153]. A mayores deformaciones, la nucleación y el crecimiento de los granos recristalizados se limitan al interior de los granos originales [152].

El primer proceso se puede optimizar para, después de reducciones mayores, generar un fenómeno de recristalización continuo, en el cual se obtiene una estructura de granos ultrafinos que tiene su origen en los subgranos originales cuyo crecimiento fue inhibido por la precipitación controlada de los intermetálicos mencionados. El segundo proceso se puede aprovechar si se logra garantizar una distribución homogénea de los intermetálicos, los cuales pueden provocar la recristalización estimulada por partículas; éstas mismas pueden estabilizar la estructura fina bajo condiciones de exposición prolongada a temperaturas intermedias, de manera análoga a lo observado en superaleaciones endurecidas por oxidación interna.

5.3. Materiales para el futuro: ¿nuevas aleaciones?

En la literatura revisada se mencionan tanto las aleaciones de memoria de forma como los vidrios metálicos como materiales con propiedades tribológicas excepcionales. Vale la pena investigar estas posibilidades en más detalle, ya que independiente del tipo de mejoras que se pueden implicar a los procesos termomecánicos de las aleaciones clásicas, estos tendrán ciertas limitaciones inherentes a los elementos usados. El asunto de los vidrios metálicos es especialmente interesante, ya que existe fuerte evidencia que la parte superior de la tribocapa de materiales convencionales es amorfa [139,143, esta tesis]. Desde la mitad de los años 80 se pueden obtener metales amorfos relativamente gruesos (2mm) mediante técnicas de producción más o menos convencionales, contrario a los procesos de enfriamiento por esparcimiento de chorros o el hilado de líquido. Entre éstos, se distinguen los sistemas basados en Lantano y los basados en Zirconio, aunque la evidencia mostrada en la sección 5.1.3 indica que pueden existir variaciones de los babbitts con la misma capacidad.

Los productos Zr-Al-Ni-Cu son interesantes debido a la disponibilidad y el precio limitado de la materia prima. Gloriant [196] demostró la excelente resistencia al desgaste de estas aleaciones, mientras que los vidrios basados en La o Al-Sm mostraron propiedades poco atractivas. Otros autores, trabajando el sistema Ta-Cr [197] concluyeron que la resistencia al desgaste de sus productos era significativamente inferior a lo observado para materiales cristalinos con durezas similares. Mas aún, Fu et al. [198], en un estudio sobre el sistema Zr-Ti-Cu-Ni-Be, concluyeron que la resistencia al desgaste del vidrio metálico fue

exactamente igual al encontrado para la misma aleación cristalina producida mediante técnicas convencionales. En ambos casos, las hojuelas formadas por el desgaste eran amorfas, confirmando las teorías analizadas en esta tesis con respecto a la formación de tribocapas. Estos trabajos confirman que no existe una relación única entre dureza (la cual alcanza los 7000 Mpa HV en algunos de los productos mencionados) y su resistencia al desgaste. La desventaja de los vidrios metálicos parece ser la ausencia de endurecimiento por trabajo en frío [198], la cual explica la fácil localización de la deformación en bandas de deslizamiento [31,194], por lo que no se pueden utilizar en situaciones complejas de desgaste [87,88, sección 5.1.2 de la presente tesis].

La resistencia observada para el Zr-Al-Ni-Cu tiene una explicación sencilla, ya que los ensayos de desgaste en todos los estudios citados utilizan una bola de acero en contacto con el vidrio. El zirconio es el único elemento fuera del grupo IVb de la tabla periódica que es tribológicamente compatible con el acero. Con toda probabilidad, las investigaciones mencionadas no logran más que confirmar los estudios originales de Rabinowicz. Su mérito es que indican el uso del zirconio como material tribológico. Este metal tiene propiedades mecánicas significativamente superiores a los del Pb, Sn y Cd, mientras que su precio (350 US\$/tonelada) es inferior al precio de la plata. Además, su resistencia a la corrosión es virtualmente insuperable para productos metálicos. Su capacidad de formar una tribocapa amorfa extremadamente dura es una posible ventaja, pero este efecto se tiene que comprobar aun. El Zirconio es un candidato en la búsqueda de aleaciones tribológicas innovadoras, pero probablemente no en su forma de vidrio metálico.

Una segunda clase de aleaciones “avanzadas” mencionadas a menudo en aplicaciones tribológicas son las aleaciones de memoria de forma. Como lo indica Van Humbeek con más de 25 años de experiencia en el área [199], una de las importantes razones para investigar estos productos es su nombre rezumbante que permite obtener abundantes fondos de investigación de autoridades ignorantes (el mismo argumento probablemente es válido para los vidrios metálicos). Sin embargo, el autor indica la importancia de la capacidad de absorción de energía mecánica mostrada por estas aleaciones, la cual se expresa como la capacidad de amortiguación específica (SDC, specific damping capacity):

$$SDC = \frac{\int \alpha d\varepsilon}{\int_0^{\sigma_{max}} \alpha d\varepsilon} \quad (78)$$

La integral en el numerador se calcula con respecto al ciclo hiperelástico reversible del material, inducido por la transformación martensítica a térmica o la reorientación de variantes de martensita preexistentes. Este concepto concuerda perfectamente con la teoría elaborada en la sección 2.4.5. Más general, para el estudio del desgaste, una fórmula como (78) puede expresar la fracción reversible en función de la energía total involucrado en un sólo evento de desgaste (impacto, paso de una aspereza). Ling et al. [200] demostraron por medio de cálculos teóricos y experimentos calorimétricos que la velocidad de desgaste es linealmente proporcional con la entropía generada. Ésta última es equivalente a la cantidad de energía disipada de manera irreversible en el material. Un mayor valor de SDC es deseable para una aleación tribológica.

Este aspecto del uso de aleaciones de memoria de forma ha sido reconocido por todos los investigadores. Varios estudios se enfocan en la inexistente relación entre desgaste y dureza [201,202] y concluyen que la martensita en el sistema Ti-Ni es blanda. Por lo tanto, aplican un tratamiento superficial complejo, para encontrar que la nueva superficie se remueve rápidamente y vuelve a exponer el sustrato. Se genera un desgaste rápido, ya que la bola de acero utilizada en el tribómetro es incompatible con la aleación. Otros autores se enfocan en el análisis de la hiperelasticidad de los productos [145,200,203,204] y evidentemente obtienen mejores resultados. Peña et al. estudian el sistema Cu-Zn-Al [204] y concluyen que la resistencia limitada al desgaste de la martensita se debe a la absorción ineficiente de energía en la reorientación de láminas de martensita de diferentes variantes. La transformación de la fase β resulta en propiedades atractivos que mejoran conforme la temperatura M_f se acerca más a las condiciones de operación. Las aleaciones Ti-Ni tienen las mejores características de memoria de forma, pero el sistema Cu-Zn-Al muestra un mayor amortiguamiento interno. Éstas, además, son metalúrgicamente parecidas a las aleaciones tribológicas existentes. No cabe duda que la producción polvimetalúrgica de cintas Cu-Zn-Al representa un experimento interesante, combinado con el recubrimiento por cromo de la superficie del cigüeñal para garantizar la compatibilidad.

6. Conclusiones

El desarrollo de motores de combustión interna con mayor rendimiento termodinámico y mecánico requiere de aleaciones tribológicas blandas de mayor resistencia. Este desarrollo ha sido limitado, ya que el concepto de resistencia no se ha definido de manera cuantitativa. Por esto, la industria correspondiente opera mediante un conocimiento estrictamente empírico, sin prestar atención a las relaciones fundamentales entre proceso, microestructura y desempeño de los materiales. Los valores de diseño que se manejan involucran factores de seguridad elevados, los cuales incluyen tanto las desconocidas con respecto a la microestructura y los mecanismos de desgaste de la aleación como las incertidumbres relacionadas con un análisis incompleto de la lubricación termoelastohidrodinámica.

Se ejecutó un estudio extenso de comparación metalográfica de los productos comerciales, demostrando que existe una gran variabilidad de sus microestructuras. Éstas se tienen que cuantificar de manera objetiva para permitir un control de calidad más estricto. Por esto y con el objetivo de proveer los parámetros necesarios para la optimización de los productos, se elaboraron los procedimientos para el análisis metalográfico cuantitativos de las aleaciones existentes. Los ejemplos elaborados demuestran la importancia de estas técnicas, ya que la complejidad de las microestructuras involucradas imposibilita una interpretación visual correcta.

Lo factores de seguridad implementados en los parámetros de diseño para el uso de aleaciones tribológicas blandas tienen como consecuencia que su falla sea excepcional. En cuando se produzca una falla, esta se debe a factores exteriores y virtualmente nunca se encuentran fallas debidas a la calidad del cojinete. Esto acentúa la importancia de considerar la pieza como parte de un sistema; limitar la variabilidad en las condiciones de operación permitirá diseñar cojinetes más eficientes. Además, el análisis de casos permite concluir que el desgaste se debe a deformaciones plásticas extremas, con la excepción de motores fuertemente contaminados por polvo y compuestos agresivos, en los cuales predomina la corrosión. Esta conclusión coincide completamente con las tendencias actuales en el estudio del desgaste de materiales dúctiles, donde se indica que el agotamiento de la ductilidad causa la pérdida de material. En aquellos casos donde existe un agrietamiento por fatiga, se trata de de fatiga a bajo número de ciclos, predominado por la plasticidad.

De los ensayos de fatiga se desprende que este fenómeno se expresa en forma de grandes deformaciones plásticas. La pérdida de material ocurre en el momento que la microestructura se vuelve termodinámicamente o mecánicamente inestable. Las deformaciones se acumulan por un proceso de plasticidad cíclica a temperaturas mayores que el límite para deformación en frío. Los patrones de flujo generados tienen una geometría de espiras logarítmicas, la cual se explicó mediante un campo de líneas de deslizamiento, sustituyendo el campo postulado por Prandtl hace ochenta años. El CLD actual coincide de manera razonable con los análisis por elemento finito ejecutados como control y explica los casos más sencillos de patrones de flujo observados. El análisis completo requerirá de métodos numéricos innovadores.

El análisis metalográfico de las muestras desgastadas describe en detalle la presencia de una tribocapa formada por la aleación mecánica de las fases de la aleación tribológica. Un modelo termodinámico sencillo demuestra que esta tribocapa puede alcanzar un estado

inestable, produciendo una solución completa de los componentes. Esta mezcla, predicha por varios autores, puede explicar el papel del componente de bajo punto de fusión en la aleación, el cual parece actuar a través de la formación de una delgada capa amorfa y resistente al desgaste en la superficie de contacto. Ésta será cinéticamente inestable para las aleaciones consideradas pero se renueva con la frecuencia de rotación del eje.

Con base en las observaciones experimentales y los análisis teóricos, se pueden reformular los parámetros de diseño que hasta la fecha se manejan y sustituir ocho parámetros cuantitativos por cinco, tres de los cuales fueron formulados en términos cuantitativos como resultado de la presente investigación. Los otros dos no se estudiaron en detalle. Esta conclusión se resume en la Tabla 8.

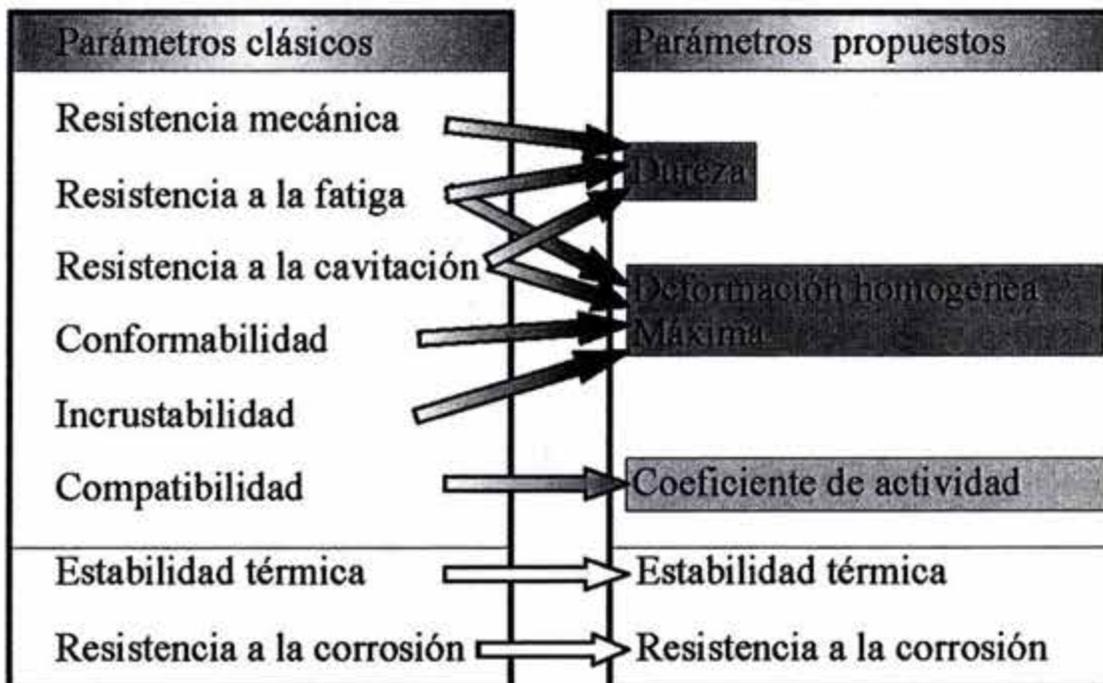


Tabla 8. Reducción de parámetros y sustitución de éstos por valores cuantificables para el desarrollo de mejores o nuevas aleaciones tribológicas blandas.

Habiendo determinado de manera cuantitativa los parámetros de optimización para el desarrollo de aleaciones tribológicas blandas y después de presentar los métodos cuantitativos para evaluar las microestructuras obtenidas, se puede proceder a definir las acciones necesarias para producir aleaciones de mayor desempeño. El desarrollo de estos productos no forma parte de la presente tesis, aunque la investigación ya se encuentra en una fase avanzada. Para el Cu-Pb se ha determinado que el control del sinterizado permitirá la obtención de un grano fino en combinación con una buena conectividad de la fase resistente. El problema que superar es la adherencia entre el respaldo y la aleación tribológica. En las aleaciones Al-Sn, los objetivos se pueden alcanzar mediante un control de los procesos de recristalización. Refiriéndose al uso de materiales menos convencionales, cabe recordar que muchos proyectos al respecto se basan en una comprensión inadecuada de los procesos de desgaste. Sin embargo, entre los productos revisados se encuentran el zirconio y las aleaciones de memoria de forma basadas en el cobre como candidatos interesantes para lograr una revolución en el área de las aleaciones tribológicas blandas.

REFERENCIAS

1. Pratt, G.C. "Materials for plain Bearings", *International Metallurgical Reviews*, Vol 18, 1973, pp.62-88.
2. Kingsbury, G.R., "Friction and Wear of Sliding Bearing Materials", *Metals Handbook*, 10th Edition, Vol. 18. ASM International, 1992.
3. Holmes, K.: *Solid Materials*, in *Engine Tribology*, Ed. C.M. Taylor, Elsevier Sci. Publ., 1993
4. Newbury, D.E. and Williams, D.B. The electron microscope: the materials characterization tool of the millenium. *Acta Mater.* 48, 2000, pp323-346.
5. Mehl, R. E. and Cahn, R.W., Hystorical development, in *Physical Metallurgy*, Eds. R.W. Cahn and P.Haasen, Elsevier Science Publishers, 1983.
6. Davis, J.R. (editor), *Aluminum and Aluminum alloys*, ASM International, Materials park, Ohio, 1993.
7. HMSO, *Lubrication (tribology) education and research*, DES report, London, 1966.
8. Williams, J.A. *Engineering Tribology*, Oxford University Press, Oxford, 1994.
9. Szeri, A.Z. *Fluid film Lubrication (Theory and Design)*, Cambridge University Press, Cambridge, 1998.
10. Priest, M., and Taylor, C.M. *Automobile engine tribology - approaching the surface*. *Wear* 241, 2000, pp. 193-203
11. Khonsari, M.M and Booser, R.E. *Applied tribology (bearing design and lubrication)*, J. Wiley & Sons, New York, 2001.
12. Taylor, C.M. *Engine Bearings: Background and lubrication analysis*. in: *Engine Tribology*, Taylor, C.M (Ed.), Elsevier, Amsterdam, 1993.
13. Neale. M.J.(Ed.) *Bearings, A tribology handbook*. Butterworth-Heinmann, Oxford 1993.
14. Harris, T.A. *Rolling Bearing Analysis*, J. Wiley & Sons, New York, 1991.
15. Jones, D.A. *Elastohydrodynamic lubrication theory*, in: *Engine Tribology*, Taylor, C.M (Ed.), Elsevier, Amsterdam, 1993.
16. Ocvirk, F.W. *Analytical derivation and experimental evaluation of short bearing approximation of full journal bearings*, Report 1157, National Advisory Committee for aeronautics, USA; 1953.
17. DeHart, A.O. *Bearing Materials*. In: *Handbook of lubrication*, Vol. 2. CRC press, Boca Ratón, 1984.
18. Kingsbury, G. R. *Friction and Wear of Sliding Bearing Materials*. In: *ASM Handbook (Friction, Lubrication and Wear technology)* Vol. 18, ASM International, Materials Park, Ohio, 1992.
19. Kingsbury, G.R. *Oil Film Bearing Materials*. In: *Tribology data handbook*, CRC press, Boca Ratón, 1997.
20. Cahn, R.W., *Recovery and Recrystallisation*, in *Physical Metallurgy*, Eds. R.W. Cahn and P.Haasen, Elsevier Science Publishers, 1983
21. Weertman, J and Weertman, R.J.: *Mechanical properties, strongly temperature dependent*. In *Physical Metallurgy*, Eds.R.W. Cahn and P.Haasen, Elsevier Science Publishers, 1983
22. Rabinowicz, E. *Wear control handbook.*, Eds Petersen, M.B. and Winer, W.O., 1980
23. Stuczifski, T. *Metallurgical problems associated with the production of amuminium-tin alloys*, *Materials & Design*, 18, 1998, 4-6, pp369-372.
24. Okamoto, Y., Hanahashi, M. and Katagiri, T.: *Effects of housing stiffness and bearing dimension on engine bearing performance by elasto-hydrodynamic lubrication analysis*. *Trans. ASME: Journal of Tribology*, 122, 2000, pp. 697-704.
25. Chandrasekharaiah, D.S. and Debnath, L.: *Continuum Mechanics*, Academic Press, London, 1994.
26. Mase, G.T. and Mase, G.E.: *Continuum Mechanics for Engineers*, CRC press, Boca Ratón, FL 1999.

27. Başar, Y. and Weichert, D. Non-linear continuum mechanics of solids: fundamental mathematical and physical concepts. Springer Verlag, Berlin, 2000.
28. Wayman, C.M. Phase transformations, nondiffusive. In: R.W. Cahn and P.Haasen, eds. Elsevier Science Publishers, Amsterdam, 1983.
29. Cristian, J.W. Deformation by moving interfaces. Metall. Trans A, 13A (1982) 509-537.
30. Gil Sevillano, J.G, Van Houtte, P., and Aernoudt, E. Large strain work hardening and textures. Prog. Mater. Sci, 25, 1980. pp69-411.
31. Martin, J.W., Doherty, R.D. and Cantor, B. Stability of Microstructures in Metallic Systems. Cambridge University press, Cambridge, 1997.
32. Reynolds, O. On the theory of Lubrication and its Application of Mr. Beauchamp Tower's Experiments. Philosophical Transactions of the Royal Society. 177, part 1. 1886 157-234.
33. Sommerfeld, A. Zür hydrodynamische Theorie der Schmiermittelreibung. Z. Math. Phys., 50, 1904, 97-155.
34. Raimondi A. A., Boyd J. A solution for the finite journal bearing and its application to analysis and design. Trans. ASLE, vol. 1, no. 1, 1958. 194-209.
35. Booker, J.F. Dynamically loaded journal bearings - mobility method of solution, Transactions of ASME, 87, no. 3 (1965) pp.537-546.
36. Booker, J.F. Dynamically loaded journal bearings - numerical application of the mobility method. Transactions of ASME: Jnl of lubrication technology, 93, 1965, pp.168-179.
37. Vincent, B., Maspeyrot P. and Frene, J., Cavitation in dynamically loaded journal bearings using mobility method. Wear, 193-2, 1996, pp. 155-162.
38. Vincent, B., Maspeyrot P. and Frene, J., Cavitation in noncircular journal bearings, Wear, 207, 1-2, 1997, pp. 122-127.
39. Williamson, B.P., Walters, K., Bates, T.W. Coy, R.C. and Milton, A.L. The viscoelastic properties of multigrade oils and their effect on journal-bearing characteristics. Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics, 73, 1997, pp.115-126.
40. Kucinski, B.R., Fillon, M., Frêne, J. and Pascovici, M.D. A transient thermoelastohydrodynamic study of steadily loaded plain journal bearings using finite element method analysis. Transactions of ASME, Journal of tribology, 122, 2000, pp.219-226.
41. Lin, J.R., Hsu, C.H. and Lai, C. Surface roughness effects on the oscillating squeeze-film behaviour of long partial journal bearings. Computers and Structures 80, 2002, pp. 297-303.
42. Stefani, F.A. and Rebori, A.U. Finite element analysis of dynamically loaded journal bearings: influence of the bolt preload. . Transactions of ASME, Journal of tribology, 124, 2002, pp. 486-493.
43. Li, X.K., Gwynllwy, D.R., Davies, A.R. and Phillips, T.N. On the influence of lubricant properties on the dynamics of two-dimensional journal bearings. J. Non-Newtonian Fluid Mechanics, 93, 2000, pp29-59.
44. Zhang, C., Yi, Z and Zhang, Z. THD Aanalysis of high speed heavily loaded journal bearings including thermal deformation, mass conserving cavitation and turbulent effects. Transactions of ASME, Journal of tribology, 122, 2000, pp. 597-602.
45. Zhang, C, and Cheng, H.S. Transient non-newtonian thermohydrodynamic mixed lubrication of dynamically loaded journal bearings. . Transactions of ASME, Journal of tribology, 122, 2000, pp.156-161.
46. Kim, B.J. and Kim, K.W. Thermo-elastohydrodynamic analysis of connecting rod bearing in internal combustion engine. . Transactions of ASME, Journal of tribology, 123, 2001, pp.444-454.
47. Arregui, I. and Vázquez, C. Finite element solution of a Reynolds-Koiter coupled problem for the elastic journal bearing. Computer methods in applied mechanics and engineering. 190, 2001, pp.2051-2062.
48. Thomas, S. and Maassen, F. A new transient elastohydrodynamic (EHD) Bearing model linkable to ADAMS. SAE technical paper N° 2001-01-1075, 2001.

49. Mourelatos, Z.P. A crankshaft system model for structural dynamic analysis of internal combustion engines. *Computers and structures*, 79, 2001 pp. 2009-2027.
50. Rasheed, H.E. Effect off surface waviness on the hydrodynamic lubrication of a plain cylindrical sliding element bearing. *Wear*, 223 1998, pp.1-6.
51. Lin, J.R., Hsu, C.H. and Lai, C. Surface roughness effects on the oscillating Squeeze-film behavior of long partial journal bearings. *Computers and Structures*, 80, 2000, pp. 297-303.
52. Song, J.f., and Vorburger, T.V. Surface texture. In: *ASM Handbook*, Vol. 18. Friction, lubrication and Wear. ASM International, Materials Park, Ohio, 1992.
53. Peng, W. and Bhushan, B. Three-dimensional contact analysis of layered elastic/plastic solids with rough surfaces, *Wear*, 249, 2001, pp. 741-760
54. Lockwood, W. D. and Reynolds, A. P. Use and Verification of Digital Image Correlation for Automated 3-D Surface Characterization in the Scanning Electron Microscope, *Materials Characterization*, 42, 1999, pp. 123-134
55. Hutson, A.L., Neslen, C. and Nicholas, T. Characterization of fretting fatigue crack initiation processes in CR Ti-6Al-4V, *Tribology International*, 36, 2003, pp. 133-143.
56. Whintont, E.P. Surface topography and image analysis (AREA) In: *ASM Handbook*, Vol. 18. Friction, lubrication and Wear. ASM International, Materials Park, Ohio, 1992.
57. Schmidt, M.A., Compton, R.D. Confocal Microscopy In: *ASM Handbook*, Vol. 18. Friction, lubrication and Wear. ASM International, Materials Park, Ohio, 1992.
58. Chung, Y.W. Sriram T.S. Scanning tunneling microscopy. In: *ASM Handbook*, Vol. 18. Friction, lubrication and Wear. ASM International, Materials Park, Ohio, 1992.
59. Hanlon, D. N. Todd, I. Peekstok, E. Rainforth W. M. and van der Zwaag, S. The application of laser scanning confocal microscopy to tribological research, *Wear*, 251, 2001, pp. 1159-1168
60. Kim, H. Y., Shen, Y. F. and Ahn, J. H. Development of a surface roughness measurement system using reflected laser beam, *Journal of Materials Processing Technology*, 130-131, 2002, pp. 662-667.
61. Sedin, D.L. and Rowlen, K.L., Influence of tip size on AFM roughness measurements, *Applied Surface Science*, 182, 2001, pp. 40-48.
62. Yilbas, Z. and Hasmi, M.S.J. Surface roughness measurement using an optical system, *Journal of Materials Processing Technology*, 88, 1999, pp. 10-22
63. Ostafiev, V., Sakhno, S., Tymchik, G. and Ostafiev, S. Laser diffraction method of surface roughness measurement, *Journal of Materials Processing Technology*, 63, 1997, pp 871-874
64. Poon, Y. and Bhushan B. Comparison of surface roughness measurements by stylus profiler, AFM and non-contact optical profiler, *Wear*, 190, 1995, pp. 76-88 C.
65. Ciavarella, M., and Demelio, G. A review of analytical aspects of fretting fatigue, with extension to damage parametes and application to dovetail joints. *Internationa Journal of Solidas and Structures*, 38, 2001, 1791-1811.
66. Barber, J.R. and Ciavarella, M. Contact Mechanics. *International Journal of Solids and Structures*, 37, 2000, pp. 29-43.
67. Yuan, C.Q., Li, J., Yan, X.P. and Peng, Z. The use of the fractal description to characterize engineering surfaces and wear particles. *Wear*, 2003, in press.
68. Witehouse, D.J. Fractal or fiction. *Wear*, , 2001, pp. 345-353.
69. Timoshenko, S.P. and Goodier, J.N. *Theory of elasticity*, 1951. Mc. Graw-Hill, New York.
70. Johnsonn, K.L. *Contact mechanics*, 1985. Cambridge University Press.
71. Ciavarella, M. The generalised Cattaneo Partial Slip Plane Contact Problem. I-Theory *International Journal of Solids and Structures*, 35, 1998. pp.2349-2362.
72. Ciavarella, M. The generalised Cattaneo Partial Slip Plane Contact Problem. II-Examples. *International Journal of Solids and Structures*, 35, 1998. pp.2363-2378.
73. Mugadu, A., Hills, D.A and Limmer, L. An asymptotic approach to crack initiation in fretting fatigue of complete contacts. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 50, 2002, pp 531-547.

74. Sackfield, A., Mugadu, A., Barber, J.R. and Hills, D.A. The application of asymptotic solutions to characterising the process zone in almost complete frictionless contacts. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 51, 2003, pp 1333-1346.
75. Ciavarella, M. and Macina, G. A note on the crack analogue model for fretting fatigue. *International Journal of Solids and Structures*, 40, 2003. pp. 807-825.
76. Larsen-Basse, Jorn. Basic Theory of solid friction. In: *ASM Handbook*, Vol. 18. Friction, lubrication and Wear. ASM International, Materials Park, Ohio, 1992.
77. Greenwood, J.A. and Williamson, J.P.B. Contact of nominally flat surfaces. *Proceedings of the Royal Society*, A295, 1966, pp.300-330.
78. Hirth, J.P. Dislocations. In: R.W. Cahn and P.Haasen, eds. Elsevier Science Publishers, Amsterdam, 1983.
79. Thomson, R. M. Fracture. In: R.W. Cahn and P.Haasen, eds. Elsevier Science Publishers, Amsterdam, 1983.
80. Neumann, P. Fatigue. In: R.W. Cahn and P.Haasen, eds. Elsevier Science Publishers, Amsterdam, 1983.
81. Cheng, H.S. Lubrication Regimes. In: *ASM Handbook (Friction, Lubrication and Wear technology)* Vol. 18, ASM International, Materials Park, Ohio, 1992.
82. Taylor, C.M. Lubrication regimes and the internal combustion engine. In: *Engine Tribology*, Ed. Taylor, C.M. 1993. Elsevier, Amsterdam.
83. Childs, T.H.C. Dry and Boundary Lubricated Sliding friction and wear for engine component materials. In: *Engine Tribology*, Ed. Taylor, C.M. 1993. Elsevier, Amsterdam.
84. Lim, S.C. y Ashby, M.F. Wear Mechanism Maps, *Acta Metallurgica*, 35, 1987 pp.1-24.
85. Tylczak, J.H. Abrasive wear. In: *ASM Handbook*, Vol. 18. Friction, lubrication and Wear. ASM International, Materials Park, Ohio, 1992.
86. Samuels, L.E. Polishing wear. In: *ASM Handbook*, Vol. 18. Friction, lubrication and Wear. ASM International, Materials Park, Ohio, 1992.
87. Kosel, T.H. solid particle erosion. In: *ASM Handbook*, Vol. 18. Friction, lubrication and Wear. ASM International, Materials Park, Ohio, 1992.
88. Hansson, C.M. and Hansson, I.L.H. Cavitation erosion. In: *ASM Handbook*, Vol. 18. Friction, lubrication and Wear. ASM International, Materials Park, Ohio, 1992.
89. Quinn, T.F.J. Oxidational wear. In: *ASM Handbook*, Vol. 18. Friction, lubrication and Wear. ASM International, Materials Park, Ohio, 1992.
90. Suh, N.P. The delamination theory of wear. Elsevier, Sequoia, SA., 1977.
91. Quian, J. & Fatemi, A. (1996) Mixed mode fatigue crack growth . a literature survey. *Engineering Fracture Mechanics*, 55, 969-990.
92. Fernández, P.J.L. and McDuling, C. Surface contact fatigue in gears. *Engineering Failure analysis*, 4, pp 99-107, 1997.
93. Fernández, P.J.L. Contact fatigue in rolling-element bearings. *Engineering Failure analysis*, 4, pp 155-160, 1997.
94. Melander, A. A finite element study of short cracks with different inclusion types under rolling contact fatigue load. *International Journal of Fatigue*, 19, pp.13-24, 1997.
95. Jayaraman, S., Sadeghipour, K. and Baran, G. Finite element analysis of horizontal and branched subsurface cracks in brittle materials. *Wear*, 208, pp. 237-242.
96. Widmar, M. and Melander, A. effect of material, heat treatment, grinding and shot peening on contact fatigue life of carburised steels. *International Journal of Fatigue*, 21, pp.309-327, 1999.
97. Kapoor, A. and Franklin, F.J. Tribological layers and the wear of ductile materials. *Wear*, 245, pp. 204-215, 2000.
98. Ringsberg, J.W. Life prediction of rolling contact fatigue initiation. *International Journal of Fatigue*, 23, pp.575-586, 1997.
99. Kapoor, A., Franklin, F.J. Wong, S.K. and Ishida, M. Surface roughness and plastic flow in rail wheel contact. *Wear*, 253, pp. 257-264, 2002.

100. Ding, Y. and Rieger, N.F. Spalling formation mechanism for gears. *Wear*, in press, 2003.
101. Rabinowicz, L. *Friction and wear of materials*, J. Wiley, N. York, 1995.
102. Suresh, S. *Fatigue of materials*, Cambridge universtiy press, Cambrige, Great Britain. 1991
103. Newman, J.C. The merging of fatigue and fracture mechanics concepts: a historical perspective. *Porgress in aerospace sciences*, 34, 1998, pp. 347-390.
104. Alfredsson, B. and Olsson, M.: Initiation and growth of standoing contact fatigue cracks. *Engineering Fracture Mechanics*, 65, p89. 2000.
105. Tzou, J.L., Hsueh, C.H., Evans, A.G. and Ritchie R.O.: Fatigue crack propagation in oil environments - II. A model for crack closure induced by viscous fluids. *Acta metallurgica*.33 pp.117-127; 1985
106. Tzou, J.L., Suresh, S. and Ritchie, R.O.: Fatigue crack propagation in oil environments - I. Crack growth behaviour in silicone and paraffin oils. *Acta metallurgica*. 33 pp105-116; 1985
107. Omidvar, B. and Ghorbanpoor, A.: The role of oil seepage in fatigue crack growth of lubricated wearing systems. *Engineering Fracture Mechanics* 60 pp.239-250; 1998
108. Plank, R. and Kuhn, G.: Fatigue crack propagation under non proportional mixed mode loading. *Engineering fracture mechanics*, Vol. 62, p 203-229; 1999.
109. Tschegg, E.K.: The influence of the static I load mode and R Ratio on mode III fatigue crack growth behaviour in mild steel. *Materials Science and Engineering* 59 pp.127-137; 1983
110. Tschegg, E.K.: Sliding mode crack closure and mode III fatigue crack growth in mild steel. *Acta Metallurgica* 31, pp.1323-1330; 1983
111. Tschegg, E.K.: Mode III and Mode I fatigue crack propagation behaviour under torsional loading. *Journal of materials science* 18, pp. 1604-1614 ; 1983
112. G.T. Gray, III, J.C. Williams and A.W. Thompson: Roughness-Induced Crack Closure : An Explanation for Microstructurally Sensitive Fatigue Crack Growth. *Metall. Trans. A*. Vol 14A, p.421-433; 1983
113. S. Suresh: Fatigue Crack Deflection and Fracture Surface Contact : Micromechanical modes. *Metall. Trans. A*. Vol 16A, p.249-260; 1995.
114. G. Marci: The Δk_{eff} -Concept: A Unique and Complete Description of Fatigue Crack Propagation. *Engn. Fract. Mechanics*. Vol.55 P. 95-114; 1996.
115. Pineau, A.G. and Pelloux R.M. Influence of Strain Induced Martensitic Transformations on Fatigue Crack growth Rates in Stainless Steels. *Metallurgical transactions* Vol 5, pp.1103-1112; 1974
116. Hornbogen E. Martensitic transformation at a propagating crack. *Acta Metallurgica*, Vol. 26 pp.147-152; 1978
117. Porter, D.A. and Easterling K.E. *Phase transformations in metals and alloys* Chapman&Hall, N.Y.
118. Bocquet, J.L., Brébec, G. and Limoge, Y. Diffusion in metals and alloys. In: R.W. Cahn and P.Haasen, eds. Elsevier Science Publishers, Amsterdam, 1983.
119. Waterhouse, R.B. Fretting Wear. In: *ASM Handbook*, Vol. 18. Friction, lubrication and Wear. ASM International, Materials Park, Ohio, 1992.
120. Heyman, F.L. Liquid impingement Erosion. In: *ASM Handbook*, Vol. 18. Friction, lubrication and Wear. ASM International, Materials Park, Ohio, 1992.
121. Miller, J.E. Slurry erosion. In: *ASM Handbook*, Vol. 18. Friction, lubrication and Wear. , ASM International, Materials Park, Ohio, 1992.
122. Madsen, B.W. Corrosive wear. In: *ASM Handbook*, Vol. 18. Friction, lubrication and Wear. , ASM International, Materials Park, Ohio, 1992.
123. Mao, S.X. and Li, M. Mechanics and thermodynamics on the stress and hydrogen interacion in crack tip stress corrosion: Experiment and theory. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 46, pp 1125-1137, 1998.

124. Ritchie, R.O. and Thompson, A.W. On macroscopic and microscopic analysis for crack initiation and crack growth toughness in ductile alloys. *Metallurgical transactions A.*, 16A, pp.233-248, 1985.
125. Dieter, G.E. *Mechanical metallurgy*. McGraw-Hill, London, 1988.
126. Hosford, W.F. and Caddell, R.M. *Metal forming: Mechanics and metallurgy*. Prentice-Hall, N.J. 1993
127. Rowe, G.W. *Elements of Metalworking Theory*. Edward Arnold Publ., London, 1979.
128. Hill, R. *The Mathematical Theory of Plasticity*, Oxford University Press, Oxford, 1950.
129. Nabarro, F.N.R. *Theory of crystal dislocations*. Dover publications, New York, 1967.
130. Backofen, *Deformation processing*, Addison Wesley, Reading (Mass.) 1972.
131. Molinari, A., Azhi, S. Kouddane, R. on the self-consistent modeling of elastic-plastic behavior of polycrystals. *Mechanics of Materials* 26, pp43-62, 1997.
132. Peng, X. and Fan, J. Analysis for polycrystal nonproportional cyclic plasticity with a dissipated energy based rule for cross hardening. *International Journal of Solids and Structures*, 40, In press. 2003,
133. Peeters, B., Kalindi, S.R., Teodosiu, C., Van Houtte, P. and Aernoudt, E. A theoretical investigation of the influence of dislocation sheets on evolution of yield surfaces in single-phase B.C.C polycrystals. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 50, pp 783-807, 2002.
134. Kysar, J.W. Energy dissipation mechanisms in ductile fracture. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 51, pp. 795-824, 2003.
135. Majumdar, B.S. and Burns, S.J. Crack tip shielding-an elastic theory of dislocations and dislocation arrays near a sharp crack. *Acta Metallurgica*, 29, pp 579-588, 1981.
136. Thomson, R.M and Sinclair, J.E. Mechanics of cracks screened by dislocations. *Acta metallurgica*, 30, pp 1325-1334, 1982.
137. Majumdar, B.S. and Burns, S.J. A Griffith crack shielded by a dislocation pile-up. *International journal of fracture*, 21, pp229-240, 1983.
138. Schouwenaars, R. Plastic deformation and stress-induced phase transformation in polycrystalline diamond: common phenomena? *Materials Science Forum*, 426-432, pp. 4423-4428, 2003.
139. Rigney, D.A. Transfer, mixing and associated chemical and mechanical processes during the sliding of ductile materials. *Wear*, 245, pp.1-9, 2000.
140. Watté, P. *Fundamentele studie van de delaminatielimiet in hoogkoolstof staaldraad*. Tesis doctoral, Katholieke Universiteit Leuven, 1994.
141. Ohno, N. Constitutive modeling of cyclic plasticity with emphasis on ratchetting. *International Journal of the Mechanical Sciences*, 40, pp.251-261, 1998.
142. Ciavarella, M., Hills, D.A. and Monno, G. Contact problems for a wedge with a rounded apex. *International journal of mechanical science*, 40, 1998, pp. 977-988.
143. Scherge, M., Shakhvorostov, D and Pöhlmann, K. Fundamental wear mechanism of metals. *Wear*. In press, 2003.
144. Engel, P.A. Impact wear. In: *ASM Handbook*, Vol. 18. Friction, lubrication and Wear. ASM International, Materials Park, Ohio, 1992.
145. Wang, Z. and Zhu, J. Cavitation erosion of Fe-Mn-Si-Cr shape memory alloys. *Wear*, in press, 2003.
146. Paunovich, M. and Schlesinger, M. *Fundamentals of electrochemical deposition*, John Wiley and Sons, New York, 1999.
147. Jordan, M. electrodeposition of lead and lead alloys, in *Modern electroplating*, Ed. Schlesinger, M. and Paunovich, M., John Wiley and Sons, New York, 2000.
148. Lead exposure reduction act (S 729) US Senate, May 25, 1994.
149. Lead Tax Act. US Senate, introduced June 1993.

150. Schouwenaars, R., Cerrud, S. and Ortiz A. scanning electron microscopy observation of the substructural evolution of aluminium alloys during cold rolling and partial annealing. *Scanning*, 24, pp.207-215, 2002.
151. Stuczynski, T. Metallurgical problems associated with the production of aluminium-tin alloys. *Materials & Design*, 18, pp. 369-372, 1997.
152. Schouwenaars, R., Jacobo, V.H. Cerrud, S.M. and Ortiz A. The obtention of homogeneous microstructures in Al-Sn-based tribological alloys. *Materials Science Forum*, 426-432, pp. 387-392, 2003.
153. Schouwenaars, R., Cerrud, S. and Ortiz A. Recrystallisation kinetics in an aluminium-tin alloy for bimetal bearings. In *Recrystallisation and Grain Growth*, Ed. Gottstein, G. and Molodov, D.A., Springer Verlag, Heidelberg, pp.1311-1316. 2001.
154. Prasad, B.K., Patwardhan, A.K. and Yegneswaran A.H. Microstructure and property characterization of a modified zinc-base alloy and comparison with bearing alloys. *Journal of materials engineering and performance*, 7, pp.130-135, 1998.
155. Gronostajski, J., Chmura, W. and Gronostajski, K. Bearing materials obtained by recycling of aluminium and aluminum bronze chips. *Journal of materials processing technology*, in press, 2002.
156. Tewari, A., Gokhale, A.M. and German, R.M., Effect of gravity on three dimensional coordination number distribution in liquid phase sintered microstructures. *Acta Materialia*. 47 pp.3721-3734, 1999.
157. Upadhyaya, A. and German, R.M., Gravitational effects during liquid phase sintering. *Materials chemistry physics*. Vol 67, pp25-31, 2001.
158. Kral, M.V., Mangan, M.A., Spanos, G. and Rosenberg, R.O., Three dimensional analysis of microstructures. *Materials characterisation*. Vol45, pp17-23, 2000.
159. Liu, J., Lai, A. and German, R.M. Densification and shape retention in supersolidus liquid phase sintering. *Acta Materialia* 47, pp.4615-4626, 1999.
160. Li, M, Ghosh, S. Richmond, O., Weiland, H. and Rouns, T.N., Three dimensional Characterization and modeling of particle reinforced metal matrix composites: Part I. Quantitative description of microstructural morphology. *Materials Science and Engineering A* 265, pp153-173, 1999.
161. Wilkinson, D.S., Maire, E. and Embury, J.D., The role of heterogeneity on the flow and fracture of two-phase materials. *Materials Science and Engineering A* 233, pp.145-154, 1997.
162. Karnezis, P.A., Durrant, G. and Cantor, B., Characterization of reinforcement distribution in cast Al-Alloy/SiC_p composites. *Materials characterisation*. 40 pp.97-109, 1998.
163. Spowart, J.E., Maruyama, B. and Miracle, D.B., Multi-scale characterization of spatially heterogeneous systems: Implications for discontinuously reinforced metal-matrix composite microstructures. *Materials Science and Engineering A* 307, pp.51-66, 2001.
164. Goldstein, J.I., Newbury, D.E., Echlin, P., Joy, D.C., Romig, A.D., Lyman, C.E., Fiori, C. and Lifshin, E. *Scanning Electron Microscopy and X-ray Microanalysis*, Second edition. Plenum Press, New York, 1992.
165. ASTM E562-89 Standard test method for determining volume fraction by systematic manual point count. 1989.
166. Quantitative metallography, *Metals Handbook*, 9th Edition, Vol. 9. pp 124-134 ASM International, 1992.
167. Schouwenaars, R., Cerrud, S. and Ortiz A. Analysis of the frequency, causes and consequences of a common quality problem in the babbitt coating of trimetal journal bearings. *SAE Technical paper N° 2001-01-1079*, 2001.
168. Fatemi, A. and Yang, L. Cumulative fatigue damage and life prediction theories: a survey of the state of the art for homogeneous materials. *International journal of fatigue*, 20, pp 9-34, 1998.

169. Sharkeev, Y.P., Legostaeva, E.V. Panin, S.V. and Gritsenko, B.P. Experimental investigation of friction and wear of Mo ion implanted ferritic-pearlitic steel. *Surface and Coatings Technology*, 158-159, pp. 674-679, 2002,.
170. Panin, V., Kolubaev, A., Tarasov, S. and Popov, V. Subsurface layer formation during sliding friction. *Wear*, 249, pp. 860-867, 2002.
171. Schouwenaars, R. and Ortiz Prado. A. Accelerated wear in journal bearings for internal combustion engines converted to the use of LPG. *Materials Performance*. Vol 41 (12), 2002, pp 32-37.
172. Instituto Nacional de Ecología: Norma Oficial Mexicana NOM-086-ECOL-1994. D.O.F., 2 de diciembre 1994.
173. Manning, F.S., Thompson, R.E. *Oilfield processing of petroleum*, Vol. one: Natural Gas., Penwell books, Oklahoma, 1991.
174. Gray, D., Brown, A., Argent, B.A. : Corrosion control of high pressure gas pipelines, Proc. of the 5th internacional conference on the internal and external protection of pipes, Innsbrück, Austria, oct. 1983.
175. Pratt, G.C. and Perkins, C.A. Aluminum based crankshaft bearings for the high speed diesel engine, SAE Technical Paper N°810199, 1981
176. Alexander, R, Engel, U Lehmann, U. and Neuhaus, P. AlSn10Ni2MnCu-A new high strength Al-bearing material, SAE Technical Paper N°950951, 1995.
177. Busquet M. and Torrance A. A numerical slipline field for the sliding cylinder problem. *Wear* 241 pp.86-98, 2000
178. Glaeser, W.A. Light Microscopy. ASM Handbook Vol 18, Friction, Lubrication and Wear Technology, Eds. Blau, P.J. and Henry, D.S., ASM International, Ohio, 1992. pp. 370-375.
179. Ponter, A.R.W., Afferrante, L. and Ciavarella, M. A note on merwins's measurements of forward flow in rolling contact. *Wear*, In press, 2003.
180. Milman, Y.V. Structure and mechanical properties of materials in the temperature ranges of cold, warm and hot deformation. *Materials Science Forum*, 426-432, 2003, pp. 3499-4404.
181. Nabarro, F.R.N. Fifty-year study of the Peierls-Nabarro stress. *Materials science and engineering A*. 234-236, 1997, 67-76.
182. Gleiter, H. Microstructure. In *Physical Metallurgy*, Eds.R.W. Cahn and P.Haasen, Elsevier Science Publishers, 1983.
183. Gaskell, D.R. Metallurgical thermodynamics. In *Physical Metallurgy*, Eds.R.W. Cahn and P.Haasen, Elsevier Science Publishers, 1983.
184. Pulos, G. Comunicación personal, 2002.
185. Novozhilova, L.S. and Urazhdin, S.V. Analytic calculation of the energy characteristics of slip line fields in plane plastic deformation problems. *Journal of Applied Mathematics and Mechanics*, 61, No 2, 1997, pp.311-318.
186. Jost, K. Spark-ignition engine trends. *Automotive Engineering International*, January 2002, pp. 26-39.
187. Ludema, K.C. Sliding and Adhesive wear. In: ASM Handbook Vol 18, Friction, Lubrication and Wear Technology, Eds. Blau, P.J. and Henry, D.S., ASM International, Ohio, 1992, pp 236-241.
188. Eyre, T.S. Friction and wear of cast irons. In: ASM Handbook Vol 18, Friction, Lubrication and Wear Technology, Eds. Blau, P.J. and Henry, D.S., ASM International, Ohio, 1992, pp 695-701.
189. Weil, R and Sheppard, K. Electroplated coatings. In: ASM Handbook Vol 18, Friction, Lubrication and Wear Technology, Eds. Blau, P.J. and Henry, D.S., ASM International, Ohio, 1992, pp 835-839.
190. Sep, J. and Kucaba-Pietal, A. Experimental testing of journal bearings with two-component surface layer in the presenco of oil abrasive contaminant. *Wear*, 249, 2001, pp.1090-1095.

191. Zhu, M., Zeng, M.Q., Gao, Y, Ouyang, L.Z. and Li, B.L. Microstructure and wear properties of Al-Pb-Cu alloys prepared by mechanical alloying. *Wear*, 253, 2002, pp. 832-838.
192. Cowan, R.S. and Winer, W.O. Frictional heating calculations. In: *ASM Handbook Vol 18, Friction, Lubrication and Wear Technology*, Eds. Blau, P.J. and Henry, D.S., ASM International, Ohio, 1992, pp 39-44.
193. Flint, E.B. and Suslick, K.S. The temperature of cavitation. *Science*, 253, 1991, pp. 1397-1399.
194. Cahn, R.W. Alloys rapidly quenched from the melt. In *Physical Metallurgy*, Eds.R.W. Cahn and P.Haasen, Elsevier Science Publishers, 1983.
195. Strudel, J.W. Mechanical properties of multiphase alloys. In *Physical Metallurgy*, Eds.R.W. Cahn and P.Haasen, Elsevier Science Publishers, 1983.
196. Gloriant, T. Microhardness and abrasive wear resistance of metallic glasses and nanostrucutred composite materials. *Journal of non-crystalline solids*, 316, 2003, pp. 96-103.
197. Andersen, P, Bottiger, J. Dyrbye, K., Hutchins, I.M., Rutherford, K.L. and Wroblewski, A. Mechanical properties of amorphous Ta_{100-x}-Cr_x thin films. *Materials science and engineering A*. 226-228, 1997, pp. 871-873.
198. Fu, X.Y., Rigney, D.A. and Falk, M.L. Sliding and deformation of metallic glass: experiments and MD simulations. *Journal of Non-crystalline solids*. 317, 2003, pp. 206-214.
199. Van Humbeeck, J. Non-medical applications of shape memory alloys. *Materials science and engineering, A*. 273-275, 1999, pp 134-148.
200. Ling, F.F., Bryant, M.D. and Doelling, K.L. On irreversible thermodynamics for wear prediction. *Wear*, 253, 2002, pp. 1165-1172.
201. Lin, H.C., Liao, H.M., He, J.L., Lin, K.M. and Chen, K.C. Wear characteristics of ion-nitrided Ti₅₀Ni₅₀ shape memory alloys.
202. Pelletier, H., Muller, D. Mille, P. and Grob, J.J. Structural and mechanical characterisation of boron and nitrogen implanted NiTi shape memory alloy *Surface and Coatings Technology* 185-159, 2002, pp.309-317.
203. Li, D.Y. Developmente of novel tribo composites with TiNi Shape memory alloy matrix. *Wear*, 255 (2003) 617-628.
204. Peña, J., Gil, F.J and Guilemany, J.M. Effect of microstructure on dry sliding wear behaviour in CuZnAl shape memory alloys. *Acta materialia*, 50, 2002, 3115-3124.